

PCTWORLD INTELLECTUAL PROPERTY ORGANIZATION
International Bureau

INTERNATIONAL APPLICATION PUBLISHED UNDER THE PATENT COOPERATION TREATY (PCT)

(51) International Patent Classification ⁶ : G11B 5/64	A1	(11) International Publication Number: WO 98/48413 (43) International Publication Date: 29 October 1998 (29.10.98)
(21) International Application Number: PCT/US98/07984 (22) International Filing Date: 22 April 1998 (22.04.98) (30) Priority Data: 08/844,835 22 April 1997 (22.04.97) US (71) Applicant: CARNEGIE MELLON UNIVERSITY [US/US]; 5000 Forbes Avenue, Pittsburgh, PA 15213 (US). (72) Inventors: LAMBETH, David, N.; 118 Buckingham Road, Pittsburgh, PA 15215 (US). LEE, Li-Lien; Apartment 9108, 900 Pepper Tree Lane, Santa Clara, CA 95051 (CN). LAUGHLIN, David, E.; 2357 McNary Boulevard, Pittsburgh, PA 15235-2737 (US). (74) Agents: ETHRIDGE, Christine, R. et al.; Kirkpatrick & Lockhart LLP, 1500 Oliver Building, Pittsburgh, PA 15222 (US).		(81) Designated States: CN, JP, KR, SG, European patent (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE). Published <i>With international search report. Before the expiration of the time limit for amending the claims and to be republished in the event of the receipt of amendments.</i>
(54) Title: MANGANESE CONTAINING LAYER FOR MAGNETIC RECORDING MEDIA		
(57) Abstract		
<p>The present invention provides for a magnetic recording media incorporating Mn-containing layers between a substrate and a magnetic layer to provide media having increased coercivity and lower noise. The Mn-containing layer can be incorporated in a rotating, translating or stationary recording media to operate in conjunction with magnetic transducing heads for recording and reading of magnetic data, as well as other applications. The magnetic recording medium of the invention preferably includes a Co or Co alloy film magnetic layer, and Mn-containing layer, preferably comprised of VMn, TiMn, MnZn, CrMnMo, CrMnW, CrMnV, and CrMnTi, and most preferably a CrMn alloy, disposed between the substrate and the magnetic layer to promote an epitaxial crystalline structure in the magnetic layer. The medium can further include seed layers, preferably polycrystalline MgO for longitudinal media, underlayers, and intermediate layers. Underlayers and intermediate layers are comprised of materials having either an A2 structure or a B2-ordered crystalline structure disposed between the seed layer and the magnetic layer. Materials having an A2 structure are preferably Cr or Cr alloys, such as CrV, CrMo, CrW and CrTi. Materials having a B2-ordered structure having a lattice constant that is substantially comparable to that of Cr, such as those preferably selected from the group consisting of NiAl, AlCo, FeAl, FeTi, CoFe, CoTi, CoHf, CoZr, NiTi, CuBe, CuZn, AlMn, AlRe, AgMg, and Al₂FeMn₂, and is most preferably FeAl or NiAl.</p>		

BEST AVAILABLE COPY

124

FOR THE PURPOSES OF INFORMATION ONLY

Codes used to identify States party to the PCT on the front pages of pamphlets publishing international applications under the PCT.

AL	Albania	ES	Spain	LS	Lesotho	SI	Slovenia
AM	Armenia	FI	Finland	LT	Lithuania	SK	Slovakia
AT	Austria	FR	France	LU	Luxembourg	SN	Senegal
AU	Australia	GA	Gabon	LV	Latvia	SZ	Swaziland
AZ	Azerbaijan	GB	United Kingdom	MC	Monaco	TD	Chad
BA	Bosnia and Herzegovina	GE	Georgia	MD	Republic of Moldova	TG	Togo
BB	Barbados	GH	Ghana	MG	Madagascar	TJ	Tajikistan
BE	Belgium	GN	Guinea	MK	The former Yugoslav Republic of Macedonia	TM	Turkmenistan
BF	Burkina Faso	GR	Greece	ML	Mali	TR	Turkey
BG	Bulgaria	HU	Hungary	MN	Mongolia	TT	Trinidad and Tobago
BJ	Benin	IE	Ireland	MR	Mauritania	UA	Ukraine
BR	Brazil	IL	Israel	MW	Malawi	UG	Uganda
BY	Belarus	IS	Iceland	MX	Mexico	US	United States of America
CA	Canada	IT	Italy	NE	Niger	UZ	Uzbekistan
CF	Central African Republic	JP	Japan	NL	Netherlands	VN	Viet Nam
CG	Congo	KE	Kenya	NO	Norway	YU	Yugoslavia
CH	Switzerland	KG	Kyrgyzstan	NZ	New Zealand	ZW	Zimbabwe
CI	Côte d'Ivoire	KP	Democratic People's Republic of Korea	FL	Poland		
CM	Cameroon	KR	Republic of Korea	PT	Portugal		
CN	China	KZ	Kazakhstan	RO	Romania		
CU	Cuba	LC	Saint Lucia	RU	Russian Federation		
CZ	Czech Republic	LI	Liechtenstein	SD	Sudan		
DE	Germany	LK	Sri Lanka	SE	Sweden		
DK	Denmark	LR	Liberia	SG	Singapore		
EE	Estonia						

- 1 -

TITLE OF THE INVENTION

Manganese Containing Layer for Magnetic Recording Media

5

10

STATEMENT REGARDING FEDERALLY SPONSORED
RESEARCH OR DEVELOPMENT

This work was supported in part under a Department
15 of Energy contract, No. DE-FG02-90ER45423 The United
States government has certain rights to this invention.

BACKGROUND OF THE INVENTION

20 The present invention is directed generally to
magnetic recording media and devices incorporating the
media and, more particularly, to manganese (Mn)
containing layers for use with cobalt or cobalt alloy
based magnetic layers in the formation of magnetic
25 recording media.

There is an ever increasing demand for magnetic
recording media with higher storage capacity, lower
noise and lower costs. To meet this demand, recording
media have been developed with increased recording
30 densities and more well-defined grain structures that
have substantially increased the storage capacity,
while lowering the associated noise of the recording
media. However, the rapid increases in recording
densities over the last two decades, combined with the
35 proliferation of personal computers have only served to

fuel the demand for even higher storage capacity recording media having lower noise and cost.

Magnetic discs and disc drives are commonly used to provide quick access to vast amounts of stored
5 information. Both flexible (floppy) and rigid (hard) discs are available. Data are stored in magnetic bits in segmented circular tracks on the discs. Disc drives typically employ one or more discs rotated on a central axis. A magnetic head, or slider, is positioned over
10 the disc surface to either access or add to the stored information. The heads for disc drives are mounted on a movable arm that carries the head in very close proximity to the disc over the various tracks and segments.

15 The structure of a typical thin film disk is multilayered and includes a substrate at its base covered by an underlayer, a magnetic layer and optionally, an overlayer at the top. The overlayer may be coated with an overcoat and an organic lubricant.

20 The magnetic layer is the main body on which the magnetic bits are recorded. Recording media comprised of cobalt or cobalt alloy-based magnetic films having a chromium or chromium alloy-based underlayer deposited on a nonmagnetic substrate have become the industry
25 standard.

Magnetic properties, such as coercivity (H_c), remanant magnetization (M_r) and coercive squareness (S^*), are crucial to the recording performance of the Co alloy thin film. The magnetic properties are
30 primarily dependent on the microstructure of the film for a fixed composition. For thin film longitudinal magnetic recording media, the desired crystalline structure, or texture, of the Co and Co alloys is hexagonal close packed (HCP) with uniaxial crystalline
35 anisotropy and a magnetization easy direction along the c-axis predominately in the plane of the film (i.e., in-

- 3 -

plane). Usually, the better the in-plane c-axis crystallographic texture, the higher the coercivity of the Co alloy thin film used for longitudinal recording. High coercivity is required to achieve a high
5 remanence. Likewise, for perpendicular magnetic recording media, the desired crystalline structure of the Co alloys is HCP with the uniaxial anisotropy and crystalline c-axis perpendicular to the film plane. For very small grain sizes coercivity increases with
10 increased grain size. Large grains, however, results in greater noise. There is a need to achieve high coercivities without the increase in noise associated with large grains. To achieve a low noise magnetic medium, the Co alloy thin film should have uniform
15 small grains with grain boundaries which can magnetically isolate neighboring grains. This kind of microstructure and crystallographic texture is normally achieved by manipulating the deposition process, by grooving the substrate surface, by varying the cobalt
20 alloy composition or by the proper use of an underlayer.

Cobalt-based alloys as opposed to pure cobalt are commonly used in longitudinal and perpendicular magnetic media for a variety of reasons. For example,
25 non-magnetic elements such as Cr are commonly bulk doped into the magnetic film to lower the magnetization. This is especially important in perpendicular media where the demagnetization energy associated with the magnetic moment of the alloy must
30 be less than the magneto-crystalline anisotropy energy in order for the magnetization to be oriented perpendicular to the media film plane. The same technique is used in longitudinal magnetic media to lower the flux transition demagnetization energy,
35 resulting in a shorter flux transition length and, hence, higher recording densities. Even more

importantly, however, non-magnetic elements are introduced into the Co-alloy to limit the magnetic exchange coupling between cobalt grains. It is believed that preferential diffusion of elements such as Cr, Ta, P, B, or Si from the bulk of the magnetic grain to the grain boundaries during film growth help to isolate the individual grains by reducing the magnetic exchange coupling between grains. This then results in a significantly lower media noise. For example, Deng et al. found that the addition of small amounts of Ta to CoCr alloys resulted in the increased Cr diffusion to the grain boundaries. See Youping Deng, David N. Lambeth, and David E. Laughlin, "Structural Characteristics of Bias Sputtered CoCrTa/Cr Films", IEEE Transactions on Magnetics, Vol. 29, no. 5, September 1993, pp. 3676-3678.

Underlayers can strongly influence the crystallographic orientation, the grain size and as discussed herein the chemical segregation at the Co alloy grain boundaries. Underlayers which have been reported in the literature include Cr, Cr with an additional alloy element X (X = C, Mg, Al, Si, Ti, V, Co, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, La, Ce, Nd, Gd, Tb, Dy, Er, Ta, and W), Ti, W, Mo, NiP and B2-ordered lattice structures, such as NiAl and FeAl. While there would appear to be a number of underlayer materials available, in practice, only a very few work well enough to meet the demands of the industry. Among them, the most often used and the most successful underlayer is pure Cr.

For high density longitudinal recording, in plane orientation has heretofore been achieved by grain-to-grain epitaxial growth of the HCP Co alloy thin film on a body centered cubic (BCC) Cr underlayer. The polycrystalline Co-based alloy thin film is deposited with its c-axis, the [0002] axis, either parallel to

the film plane or with a large component of the c-axis in the film plane. It has been shown by K. Hono, B. Wong, and D.E. Laughlin, "Crystallography of Co/Cr bilayer magnetic thin films", Journal of Applied Physics 68 (9) p. 4734 (1990), that BCC Cr underlayers promote grain-to-grain epitaxial growth of HCP Co alloy thin films deposited on these underlayers. The heteroepitaxial relationships between Cr and Co which bring the $[0002]_{\text{Co}}$ axis down or close to the film plane are $(002)_{\text{Cr}} // (110)_{\text{Co}}$, $(110)_{\text{Cr}} // (101)_{\text{Co}}$, $(110)_{\text{Cr}} // (100)_{\text{Co}}$, and $(112)_{\text{Cr}} // (100)_{\text{Co}}$. Different Co/Cr epitaxial relationships prevail for different deposition processes. To obtain a good BCC structure which promotes the formation of the HCP structure, the Cr underlayer should be thicker than about 50 Å.

Likewise, to achieve perpendicular high density recording media, the perpendicular orientation of the Co c-axis with respect to the film plane has usually been obtained by grain-to-grain epitaxial growth of the HCP Co alloy thin film to an oriented HCP underlayer of (0002) crystalline texture or a face centered cubic (FCC) crystal underlayer of (111) crystalline texture. Ti and $\text{Ti}_{90}\text{Cr}_{10}\text{at\%}$ are often cited as the best seed layers for this purpose, although other seed layers, such as Pt, CoO/Pt and non-magnetic $\text{CoCr}_{35}\text{at\%}$ have been used to induce this structure. See "Development of High Resolution and Low Noise Single-layered Perpendicular Recording Media for High Density Recording", IEEE Trans. Magn., Vol. 33, no. 1, p. 996-1001 (Jan. 1997); "Compositional separation of CoCrPt/Cr films for longitudinal recording and CoCr/Ti films for perpendicular recording" IEEE Trans. Magn., Vol. 27, no. 6, part 2, pp. 4718-4720 (1991); "Properties of CoCrTa Perpendicular films prepared by sputtering on Pt underlayer", J. MMM, Vol. 155, no. 1-3, pp. 206-208

- 6 -

(1996); IEEE Trans. Magn. Vol. 32, no. 5, pp. 3840-3842 (Sept. 1996); IEEE Trans. Magn. Vol. 30, no. 6, pp. 4020-4022 (Nov. 1994); and, "Development of High Resolution and Low Noise Single-layered Perpendicular Recording Media for High Density Recording", IEEE Trans. Magn. Vol. 33, no. 2, pp. 996-1001 (Jan. 1997).

U.S. Patent No. 4,652,499 discloses efforts to improve the underlayer of longitudinal magnetic media by adding vanadium (V) to Cr to change its lattice constant and thereby to promote a better lattice matching between the HCP Co alloys, such as CoPt or CoPtCr, and the BCC CrV underlayer. In addition, U. S. Serial No. 08/315,096, which is incorporated herein by reference, discloses a new group of underlayers including materials having a B2-ordered crystalline structure, such as NiAl and FeAl.

Additional improvements in the structure of the magnetic layer have been found when incorporating intermediate layers between the underlayer and the magnetic layer. Also, seed layers can be incorporated between the underlayer and the substrate to provide additional control of the structure of the underlayer and to prevent contamination of the underlayer by the substrate contaminants. The seed layers, underlayers, and intermediate layers are collectively referred to herein as the underlayer structure. In addition, multiple magnetic layers that may or may not be separated by a Cr inner layer are sometimes employed to produce variations in the magnetic properties of the resulting film. The magnetic layers and intervening inner layers are collectively referred to herein as the magnetic layer structure.

The use of multi-layered underlayer and magnetic layer structures can provide for increased control over the grain size, the grain to grain epitaxial growth of subsequent layers and the surface roughness of the

- 7 -

magnetic layers. However, the use of additional layers may also increase the overall cost and complexity of the manufacturing process.

The need for lighter, smaller and better performing and less costly computers with greater storage density demands higher density recording media for use in hard disk drives, other magnetic storage devices, and other applications. It is an object of the present invention to meet those demands with a magnetic recording media having high coercivity and low noise.

BRIEF SUMMARY OF THE INVENTION

The present invention is directed to the use of Mn-containing layers between a substrate and a magnetic layer, or in contact with the magnetic layer, to provide magnetic recording media having increased coercivity and lower media noise. The Mn-containing layer may be incorporated in the underlayer structure, the magnetic layer structure, or the overlayer to provide for a recording media having higher coercivity and lower noise. The recording media can be incorporated in a rotating, translating, or stationary data storage device for use in conjunction with magnetic transducing heads for the recording and reading of magnetic data, as well as other applications.

The magnetic recording medium of the invention preferably includes a Co or Co alloy magnetic layer, and a Mn-containing layer formed from Mn, VMn, TiMn, MnZn, CrMnMo, CrMnW, CrMnV, or CrMnTi, and most preferably CrMn, disposed between the substrate and the magnetic layer. The Co or Co alloy magnetic layer has an HCP structure and is deposited with its c-axis, the magnetic easy axis (the direction in which it is easily

- 8 -

magnetized), substantially parallel to the plane of the magnetic layer for longitudinal media and, for perpendicular media, substantially perpendicular to the plane of the magnetic layer.

- 5 The medium can further include additional layers in the underlayer structure, such as seed layers, underlayers, and intermediate layers. Polycrystalline MgO is a preferred seed layer for longitudinal media. The underlayers and/or intermediate layers used in
10 addition to the Mn-containing layer generally include materials having either an A2 structure or a B2-ordered crystalline structure disposed between the seed layer and the magnetic layer. Materials having an A2 structure are preferably Cr or Cr alloys, such as CrV,
15 CrMo, CrW, or CrTi. Materials having a B2-ordered structure having a lattice constant that is substantially comparable to that of Cr, such as those preferably selected from the group consisting of NiAl, AlCo, FeAl, FeTi, CoFe, CoTi, CoHf, CoZr, NiTi, CuBe,
20 CuZn, AlMn, AlRe, AgMg, and Al_2FeMn_2 , and is most preferably FeAl or NiAl. An intermediate Mn-containing layer is preferably disposed between the underlayer and the magnetic layer. In addition, the underlayer may be formed in multiple layers wherein each layer is a
25 different one of the foregoing materials.

- More than one magnetic layer can be incorporated in the media and it can also include one or more inner layers disposed between the magnetic layers. The inner layers are typically about 10 to 40 Å thick and
30 composed of Cr, but can also be the Mn-containing layers of the present invention.

- The magnetic layer may be covered by an overlayer, which, in turn, may be covered by an overcoat. An organic lubricant is preferably added over the overcoat to reduce frictional wear of the media. The overlayer
35 may be comprised of Mn or a Mn-containing alloy.

Accordingly, the present invention provides magnetic recording media and data storage devices incorporating recording media having high coercivity and lower noise and cost for use in hard disk drives and other applications. These advantages and others will become apparent from the following detailed description;

BRIEF DESCRIPTION OF THE DRAWINGS

10

The advantages of the present invention can be better understood by reference to the drawings in which:

Fig. 1(a) - (c) are schematic illustrations of several embodiments of a multi-layer structure of the thin film disk of the present invention;

Fig. 2a shows Cr-Mn equilibrium phase diagram;

Fig. 2b shows V-Mn equilibrium phase diagram;

Fig. 2c shows Mo-Mn equilibrium phase diagram;

Fig. 2d shows Ti-Mn equilibrium phase diagram;

Fig. 2e shows Co-Mn equilibrium phase diagram;

Fig. 3 shows x-ray diffraction scan of a 4 micron thick CrMn film on an oxidized Si substrate using Cu K α x-rays;

Fig. 4 shows in-plane coercivities of 40 nm thick CoCrPt films on CrMn and Cr underlayers of various thicknesses on unheated smooth glass substrates;

Fig. 5 shows in-plane coercivities of 40 nm thick CoCrPt on CrMn and Cr underlayers of various thicknesses on smooth glass substrates with substrate preheating at 250°C;

Fig. 6 shows x-ray diffraction spectra of 40 nm thick CoCrPt films on various thicknesses of Cr underlayers on 250°C preheated smooth glass substrates;

- 10 -

Fig. 7 shows x-ray diffraction spectra of 40 nm CoCrPt films on various thicknesses of CrMn underlayers on 250°C preheated smooth glass substrates;

5 Fig. 8 shows x-ray diffraction of a CoCrPt(40 nm)/CrMn(100nm) film on a MgO seed layer prepared on an unheated smooth glass substrate;

Fig. 9 shows a TEM bright field micrograph of a 100 nm thick Cr film deposited on a smooth glass
10 substrate at 250°C;

Fig. 10 shows a TEM bright field micrograph of a 100 nm thick CrMn film deposited on a smooth glass substrate at 250°C;

Fig. 11 shows in-plane coercivities of various
15 thicknesses of CoCrTa films on 20 nm CrMn and Cr underlayers on smooth glass substrates with the substrate preheated to 250°C;

Fig. 12 shows in-plane coercivities of 15 nm thick CoCrTa films on CrMn and Cr underlayers of
20 various thicknesses on smooth glass substrates with the substrate preheated to 250°C; and

Fig. 13 shows a comparison of the in-plane coercivities of 40 nm thick CoCrPt films on various thicknesses of Cr and CrMn-11 (11 at% Mn) underlayers.
25

DETAILED DESCRIPTION OF THE INVENTION

The recording media of the invention can be embodied in a rotating, translating, or stationary data
30 storage device, such as a rigid magnetic disc incorporated into a disc drive (not shown). Typically, the disc drive includes a magnetic transducing head, or slider, supported on a movable arm in a suspension assembly used for moving the head over the surface of
35 the disc. The transducing head is maintained in a

- 11 -

closely spaced, parallel relationship relative to the surface of the disc during normal operation. A typical distance between the head and the disc is 10 μ m or less. See, Mee, C.D. and Daniel, E.D., MAGNETIC RECORDING, Vols. I - III (McGraw-Hill pub. 1987); F. Jorgenson, The Complete Handbook of Magnetic Recording, Chapter 16 (3rd. ed. 1988), and U.S. Patent No. 5,062,021, the relevant disclosures of which are incorporated herein by reference. The magnetic recording media of the present invention may also be used with flexible magnetic discs, floppy discs, or tape using known flexible substrates.

Referring to Fig. 1(a), the magnetic recording medium 10 of the present invention is comprised of a substrate 12, a Mn-containing layer 14, and a magnetic layer 16. In addition, as shown in Fig. 1(b), a seed layer 18 can be disposed on the substrate 12, as well as an underlayer 20. An intermediate layer 22 may also be disposed between the Mn-containing layer 14 and the magnetic layer 16. The magnetic layer 16 can be covered using an overlayer 24 followed by an overcoat 26 and an organic lubricant 28. In another embodiment, shown in Fig. 1(c), there may be first and second magnetic layers, 16' and 16'', having one or more inner layers 30 disposed between the first magnetic layer 16' and a second magnetic layer 16''.

In a preferred embodiment, the Mn-containing layer 14 has zero magnetic moment and is in contact with a Co or Co alloy magnetic layer 16. However, it should be appreciated that the Mn-containing layer can be included in the media 10 as a seed layer, an underlayer, an inner layer, or an overlayer, in addition to, or in lieu of, its use as an intermediate layer. Higher coercivities have been obtained in the resulting media 10, when the Mn-containing layer 14 and the magnetic layer 16 are in contact, as opposed to

embodiments incorporating an intermediate layer 22 between the Mn-containing layer 14 and the magnetic layer 16.

5 An effective amount of Mn is used to produce a Mn-containing layer that is sufficiently thick to produce an epitaxial crystalline structure in the magnetic layer 16 and to provide a sufficient amount of Mn to diffuse to the grain boundaries of the crystallites of the magnetic layer 16 that results in the magnetic
10 media 10 having desired magnetic properties. For example, it is desirable that the magnetic coercivities exceed those produced in the absence of the Mn-containing layer or are comparable to or exceed those in the prior art.

15 In a current embodiment, employing a CrMn alloy as the Mn-containing layer, the desired magnetic properties can be achieved when the CrMn layer is preferably at least 3 nm thick, and most preferably greater than 10 nm thick. The skilled artisan will
20 appreciate that, based on guidance provided herein, Mn-containing layers thinner than 3 nm may also be effective at producing the desired magnetic properties. However, there may be a minimum effective amount of Mn that can be added to the magnetic media structure below
25 which the enhanced magnetic properties will not be observed.

Sputter depositing the Mn-containing layer at room temperature provides magnetic media having magnetic properties comparable to magnetic media employing a Cr
30 layer in place of the Mn-containing layer. An incentive to use the CrMn in place of a pure Cr even for room temperature processes is that Mn is less expensive than Cr. As most of the Cr targets are manufactured by powder metallurgy methods, powder
35 consolidated CrMn targets should be cheaper than a Cr target.

- 13 -

In a preferred embodiment, the Mn-containing layer 14 and the magnetic layer 16 are sputter deposited on a substrate 12 that has been preheated to an elevated temperature, such as 250°C. The resulting media 10 containing the Mn-containing layer 14 has higher coercivity than media 10 produced without preheating the substrate 12. It is expected that the elevated temperature selected for depositing the magnetic layer 16 will be a function of the deposition rate and also that the heating can be performed during or after the production of the magnetic layer 16. For example, commercial deposition rates are substantially higher; therefore, it may be necessary to increase the temperature above 250°C to achieve the increased magnetic properties observed at lower deposition rates.

The increase in coercivity with increasing deposition temperatures may result from the increased diffusion of Mn across the CrMn/magnetic layer interface. With the proper processing time and temperature, a preferred diffusion of material is to the grain boundary as opposed to the bulk of the grains. See "Phase Transformations in Metals and Alloys" by David A. Porter and Kenneth E. Easterling, Publisher: Van Nostrand Reinhold Company, pages 98-102; and, "Physical Metallurgy, Part 1", edited by R. W. Cahn and P. Haasen, Publisher: North-Holland Physics Publishing. Interlayer diffusion of other alloying elements is described further in "Interdiffusion and Grain Isolation in Co/Cr Thin Films", Y. C. Feng, D.E. Laughlin and D. N. Lambeth, IEEE Transactions on Magnetism, Vol. 30, No. 6, (Nov. 1994), which is incorporated herein by reference. One skilled in the art will appreciate that the temperature at which the Mn-containing layer, as well as the Co alloy, is disposed on the media 10 can be varied to produce media having a range of magnetic properties. In fact, as

- 14 -

discussed in the above cited Feng reference, one skilled in the art will appreciate that a thermal post treatment, such as a slow anneal or a rapid thermal anneal (RTA), could be used to promote Mn diffusion
5 from the Mn-containing layer to the grain boundaries of the Co alloy magnetic layer.

The solid solution Mn alloy of the present invention are preferably VMn, TiMn, MnZn, CrMnMo, CrMnW, CrMnV, or CrMnTi, and most preferably a
10 substitutional solid solution CrMn alloy of Mn dissolved in Cr. As shown in Fig. 2a, bulk Cr can dissolve large quantities of Mn to form substitutional solid solutions. The solubility of Mn in Cr is estimated to be greater than 25 at% at room temperature
15 based on Fig. 2a. Preferably, the CrMn alloy contains at least 10 at% Mn, and most preferably, at least 20 at% Mn, for compositions produced using the currently preferred method of preparing the media. Phase diagrams containing express citations of a number of
20 specific phase transition temperatures for the binary alloys shown in Fig. 2a-2e can be found in "Binary Alloy Phase Diagrams", 2nd ed. plus updates, ASM International (1996), the pertinent parts of which are incorporated herein by reference.

25 Because the atomic volume of Mn ($0.01224 \text{ nm}^3/\text{atom}$) is only slight larger than that of Cr ($0.01200 \text{ nm}^3/\text{atom}$), the lattice parameter of the Cr is virtually unchanged even for a 25 at% Mn CrMn alloy. This differs from other Cr alloys, such as CrV, in which the
30 vanadium is added to the Cr to change the lattice constant of the Cr layer to better match the lattice constant of the magnetic layer.

In a similar manner, Fig. 2b shows that a substantial amount of Mn can be placed into solid
35 solution with V. Likewise, amounts of both V and Mn can be combined with Cr. Since the atomic lattice size

- 15 -

of V is larger than that of Cr it can be used to adjust the solid solution atomic spacing to lattice match to and induce epitaxial growth of Co-alloys.

Similarly, Fig. 2c shows that a limited amount of Mn can be placed into substitutional solid solution with Mo. While the atomic lattice spacing of Mo (3.14 Å) is large compared to Cr (2.88 Å), limited amounts of Mo can be placed into solid solution of CrMn to form CrMnMo alloys.

Fig. 2d shows the phase diagram for TiMn. At elevated temperatures, substantial amounts of Mn can be placed into solid solution with β -Ti(bcc). The formation of this crystal structure as an intermediate layer is favorable even at lower temperatures when epitaxially grown on an underlayer chosen to promote epitaxial growth of the magnetic layer. Likewise, limited amounts of Ti can be placed into CrMn to adjust the solid solution atomic lattice spacing.

The Mn-containing layer can provide for epitaxial growth of the magnetic layer by either providing a template for epitaxial growth of the magnetic layer or by propagating a template formed by an underlayer. In a preferred embodiment, solid solution Mn alloys that provide a template for epitaxial growth of the magnetic Co alloy and provide a source of Mn for diffusion to the grain boundaries of the Co alloy magnetic layer are used as the Mn-containing layer 14. One skilled in the art should appreciate the optimum percent of Mn used in the Mn-containing layer will depend, in part, on the method, including the temperature and deposition rate, used to prepare the Mn-containing layer.

When an Mn-containing layer is used as an intermediate layer, the underlayer or underlayers may or may not contain Mn. If the underlayer is selected to provide the template for epitaxial crystalline growth of the magnetic layer, it is only necessary for

- 16 -

the Mn-containing intermediate layer to propagate the template for epitaxial growth of the magnetic layer formed by the underlayer.

5 In the preferred embodiment, the substrate 12 is formed of a nonmagnetic material, such as glass, silicon or an aluminum alloy coated with NiP. Alternative hard disk substrates such as glass ceramic, ceramic, or SiC may be used.

10 For longitudinal media, the magnetic layers, 16, 16', and 16'', are deposited with the longitudinal magnetic easy axis thereof substantially parallel to the plane of such magnetic layer. The magnetic layers 16 for longitudinal media are preferably a Co or Co alloy film, such as CoCr, CoSm, CoPr, CoP, CoNi, CoPt, 15 CoNiCr, CoNiZr, CoPtNi, CoCrTa, CoCrPt, CoCrP, CoCrTaSi, CoCrPtSi, CoCrPtB, CoCrPtTa, CoCrPtTaB, CoCrPtTaNb or other known Co alloy magnetic films and are each about 2.5 - 60 nm (25 - 600 Å) thick.

20 The seed layer 18 can be a Cr, a Cr alloy or a B1-ordered crystalline structure with a (002) texture. The preferred seed layer for embodiments employing the seed layer 18 is a thin layer of Cr or MgO having a (002) texture. Polycrystalline MgO can be produced having this texture by sputter depositing the MgO on 25 the substrate 12 as described in U.S. Patent Application Serial No. 08/553,893, which is herein incorporated by reference. The seed layer forms a substantially continuous layer up to 50 nm in thickness, and preferably up to 20 nm in thickness. In 30 the preferred embodiment, the seed layer is about 1.0 nm to 50 nm (10 to 500 Å) in thickness, and preferably between about 1.0 nm to 20 nm (10 to 200 Å) in thickness, most preferably about 2.5 to 20 nm (25 to 200 Å) in thickness, and most preferably between about 35 2.5 nm to 10 nm (25 to 100Å) in thickness.

The underlayer 20 is generally comprised of a material suitable for producing epitaxial growth of the magnetic layer 16. Epitaxial growth of the magnetic layer 16 is promoted using an underlayer 20 that has a crystal structure and an atomic spacing that is preferably comparable to or a multiple of an atomic spacing of the magnetic layer. For example, a material can be chosen for the underlayer that has an integer number (n) of atomic spacings equal to an integer number (m) of atomic spacings of the magnetic layer, where m and n generally range from 1 to 5.

Materials having an A2 and B2-ordered crystalline structure and a lattice constant suitable for inducing epitaxial growth of the magnetic layer 16 can be used in the present invention. Suitable materials include Cr, and Cr alloys having an A2 structure, such as CrV, CrTi, CrMo, and CrW, and B2-ordered structure materials, such as NiAl and FeAl. Other phases having a B2-ordered structure and lattice constants that are comparable to that of NiAl ($a = 0.2887$ nm), FeAl ($a = 0.291$ nm) and Cr ($a = 0.2884$ nm) are also considered to be good candidates, for the underlayer of the present invention. The materials are AlCo ($a = 0.286$ nm), FeTi ($a = 0.298$ nm), CoFe ($a = 0.285$ nm), CoTi ($a = 0.299$ nm), CoHf ($a = 0.316$ nm), CoZr ($a = 0.319$ nm), NiTi ($a = 0.301$ nm), CuBe ($a = 0.270$ nm), CuZn ($a = 0.295$ nm), AlMn ($a = 0.297$ nm), AlRe ($a = 0.288$ nm), AgMg ($a = 0.328$ nm), and Al_2FeMn_2 ($a = 0.296$ nm). The underlayer 14 is preferably Cr or NiAl that is about 10 - 200 nm (100 - 2000 Å) thick.

The underlayer 20 may also be comprised of two or more layers of different materials within the foregoing list. For example, it is believed that a multiple layer having a first layer of NiAl and a second layer of Cr, a Cr alloy, FeAl, AlCo, FeTi, CoFe, CoTi, CoHf, CoZr, NiTi, CuBe, CuZn, AlMn, AlRe, AgMg or Al_2FeMn_2 may

be used. Various combinations of material can be used to produce the multiple layers, wherein each layer is one of the aforementioned underlayer materials.

The intermediate layer 22 and the inner layer 30
5 can be comprised of materials selected from the same group of materials used for the underlayer 20. In a current preferred embodiment, no intermediate layer 22 is used and the CrMn layer 14 is in contact with the magnetic layer 16. Also, only one magnetic layer 16 is
10 used; therefore, no inner layers 30 are used in a current preferred embodiment.

The overlayer 24 may be provided adjacent to and preferably in contact with the magnetic layer 16 or 16". The overlayer 24 is preferably 1 - 10 nm (10-100
15 Å) thick and may be made of W, Ta, Zr, Ti, Y, Pt, Cr, Mn, Mn alloy or any combination thereof.

The overcoat 26 may be provided external to the overlayer 24, so that the overlayer 24 is positioned between the magnetic layer 16 or 16" and the overcoat
20 24, as shown in Figs. 1(b) and (c). The overcoat 26 provides a mechanical wear layer and is 2.5 - 30 nm (25-300 Å) thick. It is preferably made of a ceramic material or diamond like carbon, such as SiO₂, SiC, CH_x or CN_x (where x < 1), ZrO₂, or C. The organic lubricant
25 28 may be disposed on the overcoat 26. The lubricant 28 is 1 nm to 10 nm (10 to 100 Å) thick and is preferably a fluoro-chlorocarbon or a perfluoroether. Examples include CCl₂FCClF₂, CF₃(CF₂)₄CF₃, CF₃(CF₂)₅CF₃, CF₃(CF₂)₁₀CF₃, and CF₃(CF₂)₁₆CF₃.

30 Testing was performed to evaluate a number of magnetic films incorporating a CrMn alloy layer. All films were prepared by radio frequency (RF) diode sputtering, but could have just as easily been prepared by RF or direct current (DC) magnetron sputtering.
35 Multilayered films were deposited sequentially without venting the chamber. The typical conditions for the RF

- 19 -

diode deposition process were a base pressure before sputtering was 5×10^{-7} Torr or better and the sputtering pressure of the Argon gas was 10 mTorr. Sputtering was performed at a fixed AC power of 100 watts (2.3 W/cm^2).

5 Smooth (non-textured) Corning 7500, glass, NiP-Aluminum, oxidized (111)Si substrates were used for preparing all the films unless stated otherwise. Substrates were cleaned twice in each of the three separate ultrasonic baths of acetone, 2-propanol and
10 deionized water.

The CoCoPt target was a CoCr alloy target with bonded Pt chips; the CrMn target was a pure Cr target with bonded Mn chips. The Cr target was 99% pure. The CoCrPt films were sputtered with a -100 V substrate
15 bias and inductively coupled plasma (ICP) analysis of the Co alloy film revealed a composition of 78.5 at% Co, 9 at% Cr and 12.5 at% Pt. All other films were sputtered without substrate bias. Substrate heating was applied by heating the platform on which the
20 substrate was situated. Depositions were made after the temperature of the substrate and platform reached equilibrium in about 60 min.

Typical deposition rates were CoCrPt; 13.3 nm/min, Cr: 13 nm/min, CrMn: 10 nm/min, and MgO: 4 nm/min. A
25 Tencor Alpha Step Profilometer was used to measure the film thicknesses and to calibrate thin film deposition rates. Film microstructures were studied by transmission electron microscopy (TEM), atomic force microscopy (AFM) and by symmetrical x-ray
30 diffractometry θ - 2θ scan with Cu $K\alpha$ radiation. TEM specimens were prepared by mechanical lapping and dimpling followed by ion-milling. The in-plane bulk magnetic properties of the thin films were measured on square specimens of 9 mm x 9 mm by vibrating sample
35 magnetometry (VSM). A magnetic field of up to 10 kOe

- 20 -

was applied in the film plane, which was large enough to saturate the magnetization.

A pure Cr target with bonded Mn chips was used to sputter deposit CrMn films. The composition of the CrMn thin film determined by ICP spectroscopy analysis is found to be 22 at% Mn using TEM. X-ray diffraction θ -2 θ scans of the sputtered CrMn films on substrates showed that it has almost the same lattice constant as that of a pure Cr film. Fig. 3 shows the x-ray θ -2 θ scan of an approximately 4 micron thick CrMn film. The lattice constant calculated from the x-ray scan of Fig. 3 is approximately 0.288 nm, which is essentially equal to the lattice constant of pure Cr (0.2884 nm).

In another series of tests, thin films of CoCrPt on Cr and CrMn underlayers were deposited onto the substrates with the substrate at room temperature (RT). X-ray diffractometry studies were performed, which showed virtually no difference in thin film textures of the CoCrPt films deposited on Cr and CrMn underlayers. The in-plane magnetic properties of the films were compared. As shown in Fig. 4, the CoCrPt/CrMn films had coercivity values, measured using VSM, that were equal to the CoCrPt/Cr films for all film thickness within experimental error. Differences among other VSM measured properties such as S^* and M_t , within experimental error, were also negligible.

Additional experiments were performed in which CoCrPt films with the Cr or the CrMn underlayers were sputter deposited on substrates that had been preheated to 250°C before sputtering. Fig. 5 is a plot of the in-plane coercivity, H_c , versus underlayer thickness for fixed thickness (40 nm) CoCrPt films. The in-plane magnetic properties of 40 nm thick CoCrPt films on various thicknesses of CrMn and Cr underlayers are

presented in Tables 1 and 2, respectively, where t is the thickness of the magnetic layer.

Table 1

CrMn thickness	H_c , Oe	M_r/M_s	S^*	$M_r t$ memu/cm ²
100 nm	4315	0.90	0.90	0.87
75 nm	4258	0.85	0.88	0.84
50 nm	4280	0.87	0.89	0.88
20 nm	3913	0.89	0.89	0.95
10 nm	3808	0.91	0.89	0.97
5 nm	3782	0.87	0.89	1.06
3 nm	3695	0.88	0.89	1.06
0 nm	865	0.84	0.92	1.26

5

Table 2

Cr thickness	H_c , Oe	M_r/M_s	S^*	$M_r t$ memu/cm ²
100 nm	2961	0.85	0.77	0.93
75 nm	2792	0.82	0.78	0.82
50 nm	3202	0.85	0.82	0.91
20 nm	2953	0.83	0.85	0.99
10 nm	2925	0.84	0.86	1.03
5 nm	3162	0.87	0.88	1.05
3 nm	3092	0.86	0.88	1.11
0 nm	865	0.84	0.92	1.26

The coercivities of CoCrPt/CrMn films are all higher than that of the CoCrPt/Cr films and the difference increases as the underlayer thickness increases. A coercivity of 4280 Oe was measured for a CoCrPt film on a 50 nm thick CrMn underlayer, which is substantially higher than the 3202 Oe measured for a similar CoCrPt/Cr film. Only a 3 nm thick CrMn underlayer is needed for the CoCrPt to reach a coercivity of 3690 Oe which is higher than the highest value obtained with any Cr underlayer. In addition to

10

15

- 22 -

generally high H_c values, slightly higher S^* and M_r/M_s values and lower M_{rt} values are observed in the CoCrPt/CrMn films than the CoCrPt/Cr films.

The crystallographic textures of a few selected films from Tables 1 and 2 were compared. Figs 6 and 7 show x-ray diffraction scans of 40 nm CoCrPt films on 10, 20, 50 and 100 nm Cr and CrMn underlayers. The substrate heating induces a (002) texture in both the Cr and the CrMn films as the film thickens which, in turn, induces the epitaxial growth of the (1120) CoCrPt texture. The higher coercivities of the CoCrPt films on CrMn underlayers may be attributable, in part, to the strong (1120) textures of the films. However, the CoCrPt films on the thin CrMn underlayers in Fig. 7 (such as the CoCrPt film on 20 nm CrMn) do not have stronger (1120) peaks, but still have significantly higher coercivities than the CoCrPt/Cr films.

An alternative way to obtain stronger (002) texture in the CrMn films is by employing a MgO seed layer. A CoCrPt(40 nm)/CrMn(100 nm) film was deposited at room temperature, without intentional heating, onto a 12 nm thick MgO seed layer on a glass substrate to investigate whether a stronger (002) textured CrMn underlayer would enhance the coercivity of the CoCrPt films. Fig. 8 shows the x-ray diffraction scan of the CoCrPt(40 nm)/CrMn(100 nm)/MgO(12 nm) film on a glass substrate and the corresponding coercivity. As can be seen in Fig. 8, a much stronger (002) textured CrMn underlayer was obtained using the seed layer, although no strong (1120) CoCrPt peak was observed as in the comparable film deposited at 250°C.

The coercivity of the film, 2884 Oe, is substantially greater than coercivities of either the CrMn or Cr underlayer deposited at room temperature. Although the CoCrPt/CrMn/MgO film had a stronger (002)

- 23 -

texture, the coercivity of the film was less than all of the CoCrPt/CrMn films deposited without a seed layer and with the substrate preheated to 250°C. The relative improvement in the magnetic properties

5 indicate that when CrMn alloy underlayers are employed that both the texture and the temperature are important variables that can be controlled separately to produce films having high coercivity and other magnetic properties.

10 Additional testing was performed to investigate the effect of intermediate layers on the magnetic properties of films having CrMn and Cr underlayers. Films were produced by inserting thin (2.5 nm) layers of Cr and CrMn between the magnetic layer and the
15 underlayer of CoCrPt/CrMn and CoCrPt/Cr, respectively, with a substrate preheating of 250°C. As shown in Table 3, the coercivity of the CoCrPt/CrMn film was decreased from 4315 Oe to 3899 Oe due to the Cr layer insertion, while the coercivity of the CoCrPt/Cr film
20 was raised from 2961 Oe to 3393 Oe due to the CrMn layer insertion.

Table 3

In-Plane Magnetic Properties	CrMn Underlayer		Cr Underlayer	
	no Cr intermed. Layer	Cr intermed. Layer	CrMn intermed. Layer	no CrMn intermed. Layer
H_c , Oe	4315	3899	3393	2961
M_r/M_s	0.90	0.86	0.86	0.85
S^*	0.90	0.88	0.82	0.77
M_{rt} , memu/cm ²	0.87	0.92	1.02	0.93

25 The introduction of a Cr intermediate layer between the magnetic layer and the CrMn underlayer resulted in a decrease in the coercivity compared to the film with only a CrMn underlayer. However, the

- 24 -

film with the CrMn underlayer and the Cr intermediate layer had a coercivity that was still substantially higher than the film using only Cr as the underlayer. In contrast, the use of CrMn as an intermediate layer with a Cr underlayer substantially increased the coercivity in comparison with the film having only a Cr underlayer. One will appreciate from these results that the Mn-containing layer can be effectively deployed as an underlayer, an intermediate layer, and, presumably, as an inner layer or overlayer depending on the particular film that is to be created and the desired magnetic properties of the film.

Because the Cr and CrMn intermediate layers deposited were thin, the crystal structures and lattice constants of the CoCrPt/CrMn and CoCrPt/Cr films should not have been appreciably changed by the intermediate layers. Therefore, the magnetic property changes in the media are most likely due to the change of composition of the interfacial layer that is substantially in contact with the magnetic layer. In addition, it was noted above that the same film exhibits different magnetic properties when deposited at different temperatures although there does not appear to be a substantial change in the film texture. The observed variations in the magnetic properties indicates that interlayer diffusion of the elements in the film is occurring at the magnetic layer interface. In this regard, it will be recognized by one reasonably skilled in the art that very thin non-Mn-containing layers may be placed between the Mn-containing layer and the magnetic layer to act as a diffusion moderating barrier layer to limit and control the diffusion rate of the Mn from the Mn-containing layer to the magnetic layer grain boundaries.

Fig. 2e shows the binary phase diagram between Co and Mn. The relative small region of HCP CoMn (ϵ -Co)

- 25 -

and the negative slope of the phase boundary between the HCP CoMn and the FCC CoMn (α -Co) with respect to Mn content is supportive of the concept that as the temperature and the Mn concentration is increased that
5 a large fraction of the diffused Mn will want to remain at the grain boundaries of the epitaxially grown HCP Co-alloy grains.

Generally, interlayer diffusion will increase at higher temperatures and smaller diffusion lengths and
10 will decrease at lower temperatures and greater diffusion lengths. The variations in magnetic properties implies that Mn from the layer substantially in contact with the CoCrPt layer may be diffusing into the grain boundaries or the grains of the Co-alloy
15 layer. The Mn diffusing into the magnetic layer may serve to further separate the Co-alloy grains resulting in an increase in the coercivity of the film. In contrast, the variations observed to date do not imply that interlayer diffusion of Cr from the underlayer to
20 the magnetic layer is strongly controlling the magnetic properties of the films.

Based on the above results, testing was performed to investigate whether a similar improvement in the magnetic properties could be produced if Mn were
25 directly incorporated into the magnetic layer. A film was produced by sputter depositing a CoCrPt magnetic underlayer containing approximately 5 at% Mn onto a Cr underlayer. The sputtering was performed by adding Mn chips onto the CoCrPt target. The coercivities of the
30 resulting film decreased approximately 50% for the CoCrPtMn/Cr films sputtered on heated (250°C) smooth glass substrates, while the coercivities dropped about 15% for films deposited on unheated glass substrates.

Differences between CoCrPtMn/Cr and CoCrPt/CrMn
35 films would be expected because of the varying distributions of Mn in the two films. For example, Mn

- 26 -

most likely has substantially different diffusion characteristics when diffusing from a 5 at% Mn CoCrPtMn layer to Cr layer than from a 22 at% Mn CrMn layer to a CoCrPt layer. Because the relative spatial
5 distribution of Mn in the films is different, the resulting magnetic properties of the films would be expected to be different. It may also be possible that the interlayer diffusion of Mn is providing a
10 homogenizing effect on the interfacial structure of the layers that may be serving to further separate and help align the grains in the magnetic layer.

The microstructure of the CrMn and Cr film sputtered on preheated substrates were compared using TEM. Figs. 8 and 9 are TEM bright field micrographs of
15 100 nm thick Cr and CrMn films deposited on 250°C preheated smooth glass substrates, respectively. Both films show grains with similar average sizes of greater than approximately 50 nm. The CrMn film has slightly more well defined grains than the Cr film.

20 CoCrTa alloys are also commonly used for the magnetic media. Therefore, additional testing was performed to evaluate the general applicability of the Mn-containing layers to Co alloys. A series of CoCr₁₂Ta₂ films on CrMn underlayers were studied. Due
25 to the experience from the previous CoCrPt films, all of the CoCrTa/CrMn films were sputter deposited onto 250°C preheated substrates. Fig. 11 shows the plot of in-plane coercivities of various thicknesses of CoCrTa films on a fixed thickness (20 nm) of Cr and CrMn
30 underlayers. Similar improvement in H_c as in the CoCrPt/CrMn films was also observed, although to a lesser extent. The coercivities of the CoCrTa films on CrMn underlayers were always higher than that of the CoCrTa films on Cr underlayers. The largest coercivity
35 improvement was observed with an approximately 10nm CoCrTa thick magnetic layer on the CrMn underlayer.

- 27 -

Fig. 12 compares 15 nm thick CoCrTa films on various thicknesses of Cr and CrMn underlayers sputter deposited on preheated smooth glass substrates. Again, higher coercivities were found in films with CrMn underlayers than films with Cr underlayers. The improvement in coercivity increases as the underlayer thickness increases. For example, the coercivity of the CoCrTa(40 nm)/CrMn(20 nm) film is about 700 Oe higher than that of a similar CoCrTa/Cr film.

10 The Mn content of the CrMn underlayer was also altered to check its compositional effects. The Mn chips on the Cr target were adjusted to produce sputtered films with an estimated composition of approximately 11 at% Mn, designated as CrMn-11. A series of CoCrPt/CrMn-11 films were deposited onto 250°C preheated smooth glass substrates. The CoCrPt film coercivities vs. CrMn-11 underlayer thicknesses are plotted in Fig. 13 in comparison with similar films on Cr underlayers. It is found that the films with the CrMn-11 underlayers all have higher coercivities than the films with Cr underlayers. When the underlayer thickness is higher than 10 nm, the coercivities of the CoCrPt/CrMn-11 films are 500 Oe higher than that of the CoCrPt/Cr films. The increase in the coercivity of the film is less for the CoCrPt/CrMn-11 films than for the CoCrPt/CrMn films having approximately 22% Mn.

Another sputter deposited CrMn film having approximately 28% Mn content, designated CrMn-28, was prepared. All films with the CrMn-28 underlayers showed lower coercivities than the corresponding CoCrPt/Cr, CoCrPt/CrMn and CoCrPt/CrMn-11 films. The coercivity of a CoCrPt(40 nm)/CrMn-28(50 nm) film deposited on a 250°C preheated smooth glass substrate was found to be 2650 Oe, which is ~38% lower than that of a similar CoCrPt/CrMn film (which has a coercivity of 4280 Oe). X-ray diffraction θ -2 θ scans of a thick

- 28 -

CrMn-28 film on a glass substrate showed an extra peak occurred at $2\theta = 39.18^\circ$. The peak may be (002) diffraction peak of the body center tetragonal α'' phase based on the phase diagram, although a single

5 diffraction peak can not provide enough information to completely identify the phase. The appearance of this second phase appears to deteriorate the epitaxy of the Co alloy.

Those of ordinary skill in the art will appreciate

10 that a number of modifications and variations that can be made to specific aspects of the method and apparatus of the present invention without departing from the scope of the present invention. Such modifications and variations are intended to be covered by the foregoing

15 specification and the following claims.

- 29 -

CLAIMS

What is claimed is:

1. A magnetic recording medium comprising:
a substrate;
5 a Co or Co alloy film forming a magnetic recording layer; and
a Mn-containing layer comprised of Mn or a solid solution Mn alloy disposed between said substrate and said magnetic layer to provide for an epitaxial
10 crystalline structure in said magnetic layer.
2. The recording medium recited in claim 1 wherein said magnetic layer has a magnetic c-axis oriented substantially parallel to said magnetic layer.
15
3. The recording medium recited in claim 1 wherein said Mn-containing layer is disposed in an effective amount to provide for diffusion of Mn into said magnetic layer.
20
4. The recording medium recited in claim 3 wherein:
said magnetic layer includes grains having grain boundaries; and,
said Mn-containing layer is disposed in an
25 effective amount to provide for diffusion of Mn into the grain boundaries of said magnetic layer.
5. The recording medium recited in claim 1 wherein said solid solution Mn alloy comprises a material
30 selected from the group consisting of CrMn, VMn, TiMn, MnZn, CrMnMo, CrMnW, CrMnV, and CrMnTi.
6. The recording medium recited in claim 1 wherein said solid solution Mn alloy comprises CrMn.
35

- 30 -

7. The recording medium recited in claim 6 wherein said CrMn alloy is comprised of less than 28 at% Mn.
8. The recording medium recited in claim 6 wherein
5 said CrMn layer is at least 3 nm thick.
9. The recording medium recited in claim 6 wherein said CrMn layer is comprised of 10-25 at% Mn.
10. The recording medium recited in claim 9 wherein
10 said CrMn layer is 3-100 nm thick.
11. The recording medium recited in claim 1 wherein
15 said Mn-containing layer is at least 3 nm thick.
12. The recording medium recited in claim 1 wherein
said magnetic layer is comprised of a material selected
from the group consisting of CoCrPt alloys and CoCrTa
alloys.
13. The recording medium recited in claim 1 further
20 comprising a seed layer disposed on said substrate.
14. The recording medium recited in claim 13 wherein
25 said seed layer is comprised of a material selected
from the group consisting of MgO having an (002)
structure, Cr, and CrTi.
15. The recording medium recited in claim 13 wherein
30 said seed layer is comprised of a material selected
from the group consisting of Ti, TiCr and Pt.

- 31 -

16. The recording medium recited in claim 1 further comprising an underlayer disposed between said substrate and said Mn-containing layer comprised of a material selected to promote epitaxial crystalline structure in said magnetic layer.

17. The recording medium recited in claim 16 wherein said underlayer is comprised of a material selected from the group consisting of Cr, Cr alloys and a material having a B2-ordered structure and a lattice constant substantially comparable to Cr.

18. The recording medium recited in claim 16 wherein said underlayer is comprised of a material selected from the group consisting of Cr, CrV, CrMo, CrW, CrTi, NiAl, AlCo, FeAl, FeTi, CoFe, CoTi, CoHf, CoZr, NiTi, CuBe, CuZn, AlMn, AlRe, AgMg, and Al_2FeMn_2 .

19. The recording medium recited in claim 16 further comprising a plurality of underlayers comprised of two or more of said materials.

20. The recording medium recited in claim 1 further comprising an intermediate layer disposed between said substrate and said Mn-containing layer comprised of a material selected to promote epitaxial crystalline structure in said magnetic layer.

21. The recording medium recited in claim 20 wherein said intermediate layer is comprised of a material selected from the group consisting of Cr, Cr alloys and a material having a B2-ordered structure and a lattice constant substantially comparable to Cr.

- 32 -

22. The recording medium recited in claim 20 wherein said intermediate layer is comprised of a material selected from the group consisting of Cr, CrV, CrMo, CrW, CrTi, NiAl, AlCo, FeAl, FeTi, CoFe, CoTi, CoHf,
5 CoZr, NiTi, CuBe, CuZn, AlMn, AlRe, AgMg, and Al₂FeMn₂.

23. The recording medium recited in claim 1 further comprising a second magnetic layer, wherein said magnetic layer lies between said second magnetic layer
10 and said substrate.

24. The recording medium recited in claim 23 further comprising a Mn-containing inner layer disposed between said magnetic layer and said second magnetic layer.
15

25. A magnetic recording medium comprising:
a substrate;
a Co or Co alloy film forming a magnetic recording layer having an epitaxial crystalline structure; and
20 a Mn-containing layer comprised of Mn or a Mn alloy in contact with said magnetic layer, wherein said magnetic layer is between said substrate and said Mn-containing layer.

- 33 -

26. An apparatus for data storage comprising:
a magnetic recording medium comprising,
a substrate,
a Co or Co alloy film forming a magnetic recording
5 layer, and,
a Mn-containing layer comprised of Mn or a solid
solution Mn alloy disposed between said magnetic
layer and said substrate to provide epitaxial
growth of said magnetic layer; and,
10 a magnetic transducer positioned in close proximity
to said medium to record and read data to and from said
medium.
27. The apparatus recited in claim 26 wherein said
15 medium further comprises an underlayer interposed
between said Mn-containing layer and said substrate to
promote epitaxial growth of said magnetic layer.
28. The apparatus recited in claim 27 wherein said
20 underlayer is a material selected from the group
consisting of Cr, CrV, CrMo, CrW, CrTi, NiAl, AlCo,
FeAl, FeTi, CoFe, CoTi, CoHf, CoZr, NiTi, CuBe, CuZn,
AlMn, AlRe, AgMg, and Al_2FeMn_2 .
- 25 29. The apparatus recited in claim 26 wherein said Mn-
containing layer is comprised of a CrMn alloy.
30. The apparatus recited in claim 26 wherein said
medium is rotatable relative to said transducer.
- 30 31. The apparatus recited in claim 26 wherein said
magnetic layer has an epitaxial crystalline structure
grown from said Mn-containing layer.

- 34 -

32. The apparatus recited in claim 26 wherein said magnetic layer of said recording medium includes grains having grain boundaries; and, said Mn-containing layer is disposed in an effective amount to provide for diffusion of Mn into the grain boundaries of said magnetic layer.

33. A method of producing an epitaxial crystalline Co or Co alloy magnetic layer on a recording substrate, said method comprising:

disposing a Mn-containing layer comprised of Mn or a solid solution Mn alloy on a substrate to provide for epitaxial growth of a Co or Co alloy magnetic layer; and,

producing the Co or Co alloy magnetic layer on the Mn-containing layer.

34. The method of claim 33 further comprising the step of promoting interlayer diffusion of Mn from the Mn-containing layer into the magnetic layer.

35. The method of claim 34 wherein said step of promoting comprises heating the Mn-containing layer to promote interlayer diffusion of Mn from the Mn-containing layer into the magnetic layer.

36. The method of claim 35 wherein said step of heating is performed during said step of producing the magnetic layer.

37. The method of claim 33 wherein said step of disposing further comprises disposing the Mn-containing layer in an effective amount to promote an epitaxial crystalline structure in a magnetic layer produced on the Mn-containing layer.

- 35 -

38. The method of claim 33 wherein said step of disposing further comprises disposing a Mn-containing layer comprised of a CrMn alloy on the substrate.
- 5 39. The method of claim 38 wherein said step of disposing further comprises disposing at least a 3 nm thick CrMn alloy layer on the substrate.
- 10 40. The method of claim 33 wherein said step of producing further comprises depositing the magnetic layer at a temperature sufficient to produce interlayer diffusion of Mn from the Mn-containing layer into a portion of the magnetic layer.
- 15 41. The method of claim 39 wherein said step of depositing comprises sputter depositing the magnetic layer at a temperature of at least 250°C.
- 20 42. The method of claim 33 further comprising the step of interposing an intermediate layer between the Mn-containing layer and the magnetic layer.
- 25 43. The method of claim 33 further comprising the step of placing a seed layer on said substrate.
44. The method of claim 33 further comprising the step of providing an underlayer between the Mn-containing layer and the substrate.
- 30 45. The method of claim 44 wherein said step of providing comprises providing an underlayer comprised of a material selected from the group consisting of Cr, Cr alloys, and a material having a B2-ordered structure and a lattice constant substantially comparable to Cr.

35

1/12

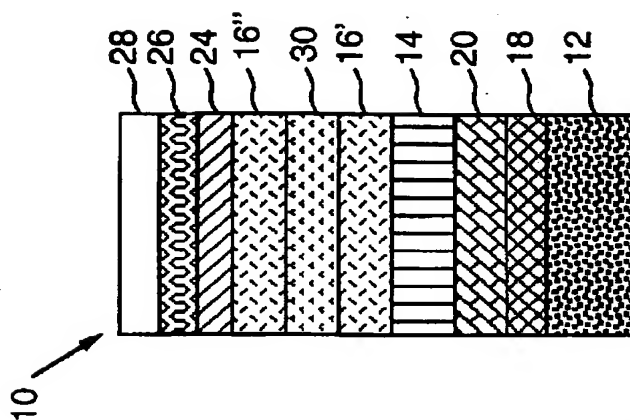


FIG. 1c

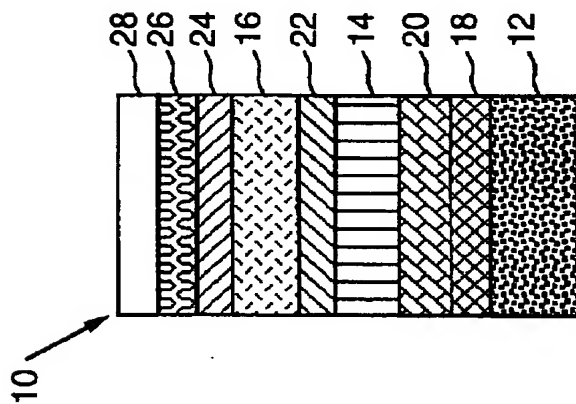


FIG. 1b

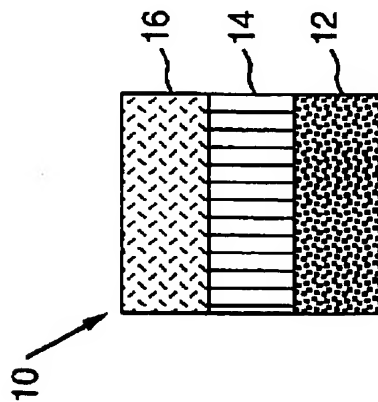


FIG. 1a

SUBSTITUTE SHEET (RULE 26)

2/12

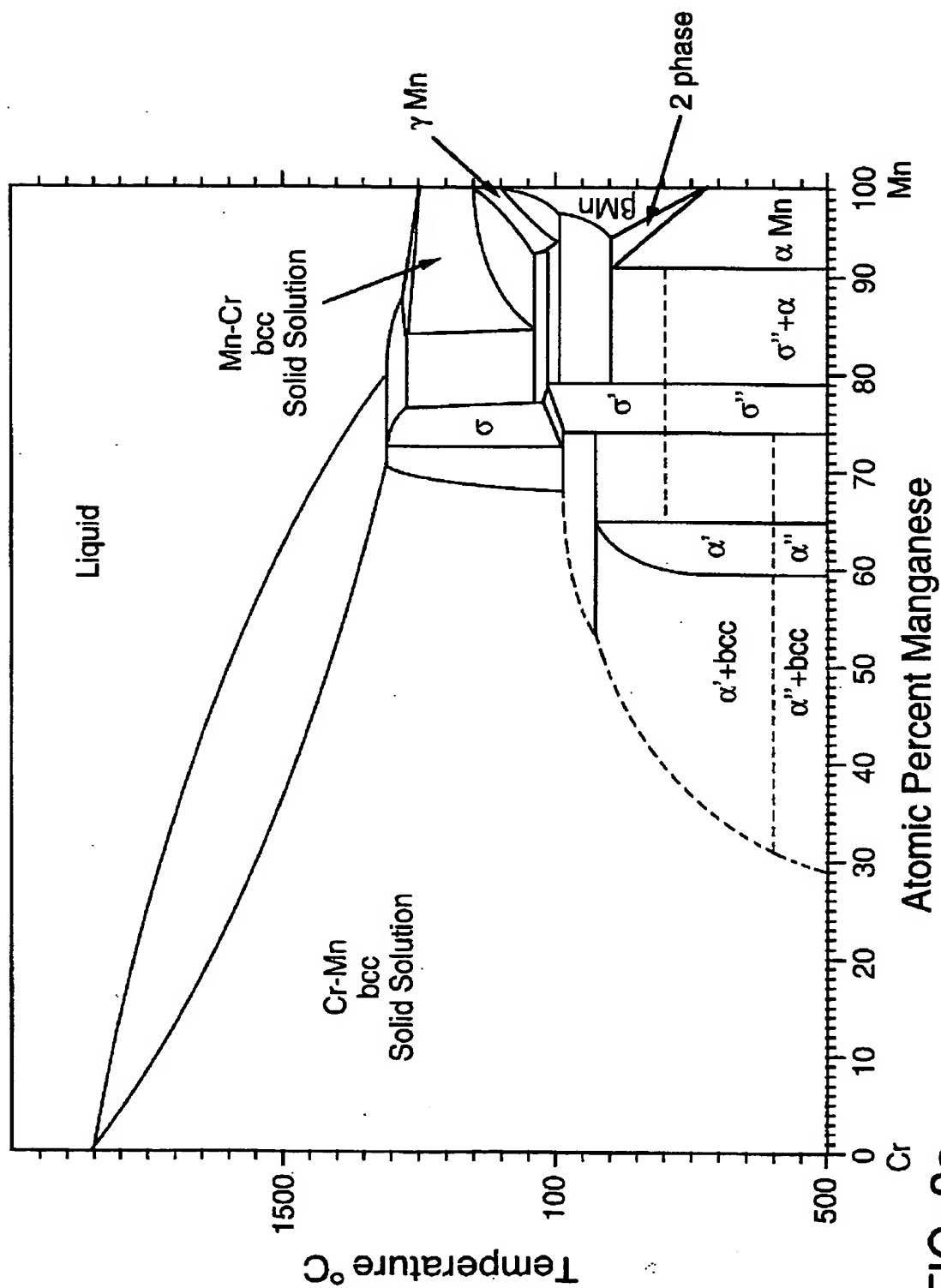


FIG. 2a

3/12

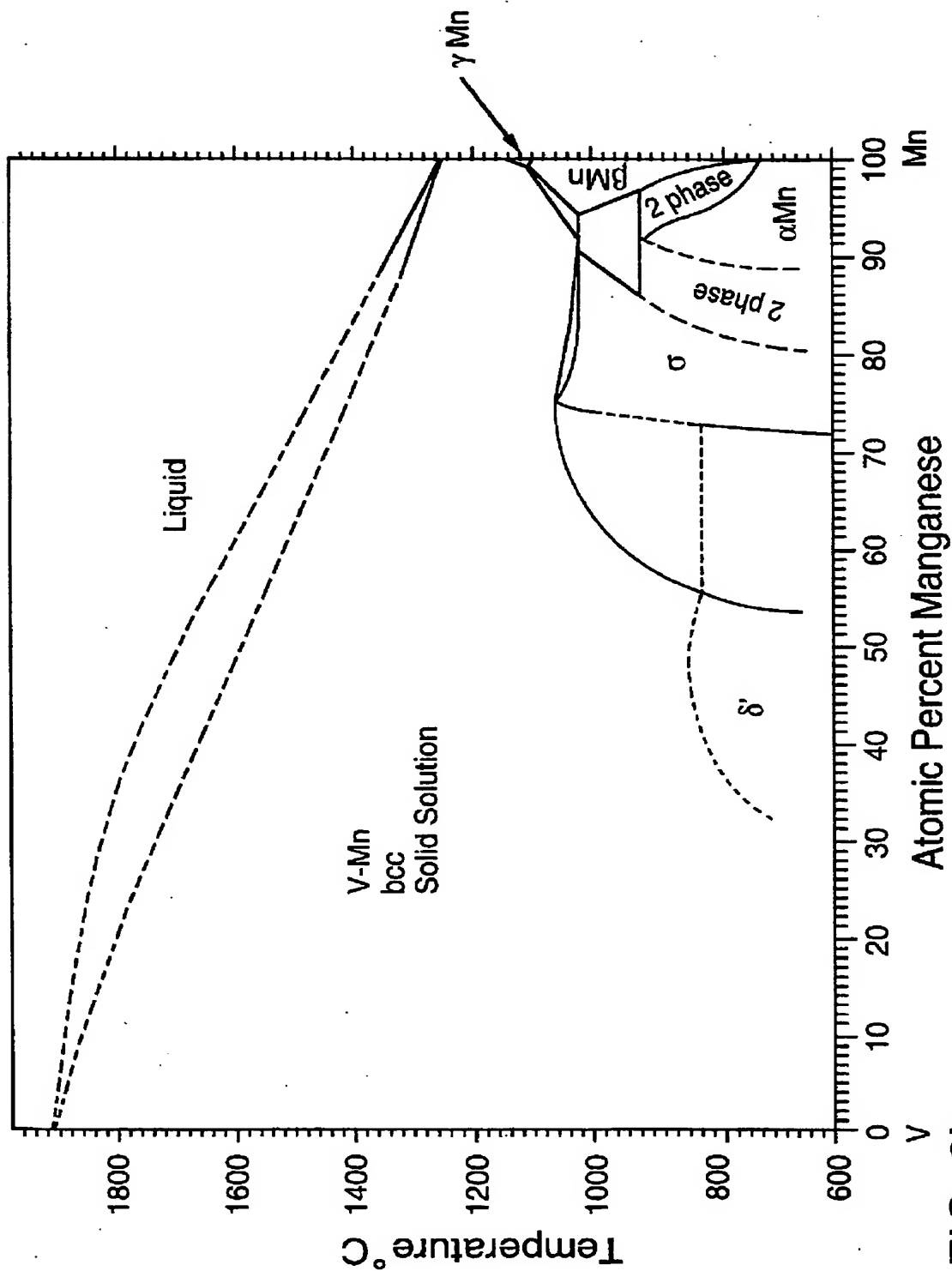


FIG. 2b

4/12

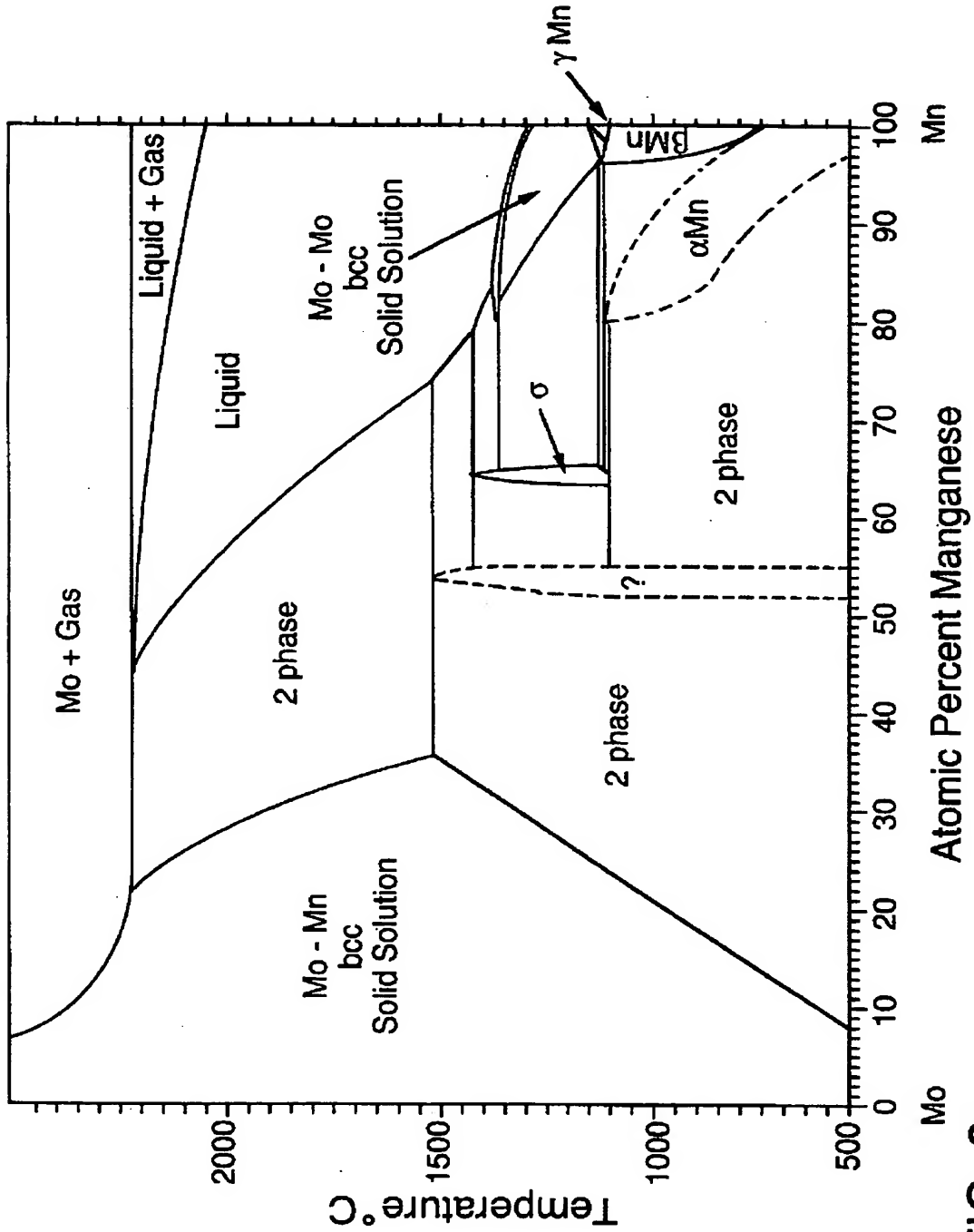


FIG. 2C

5/12

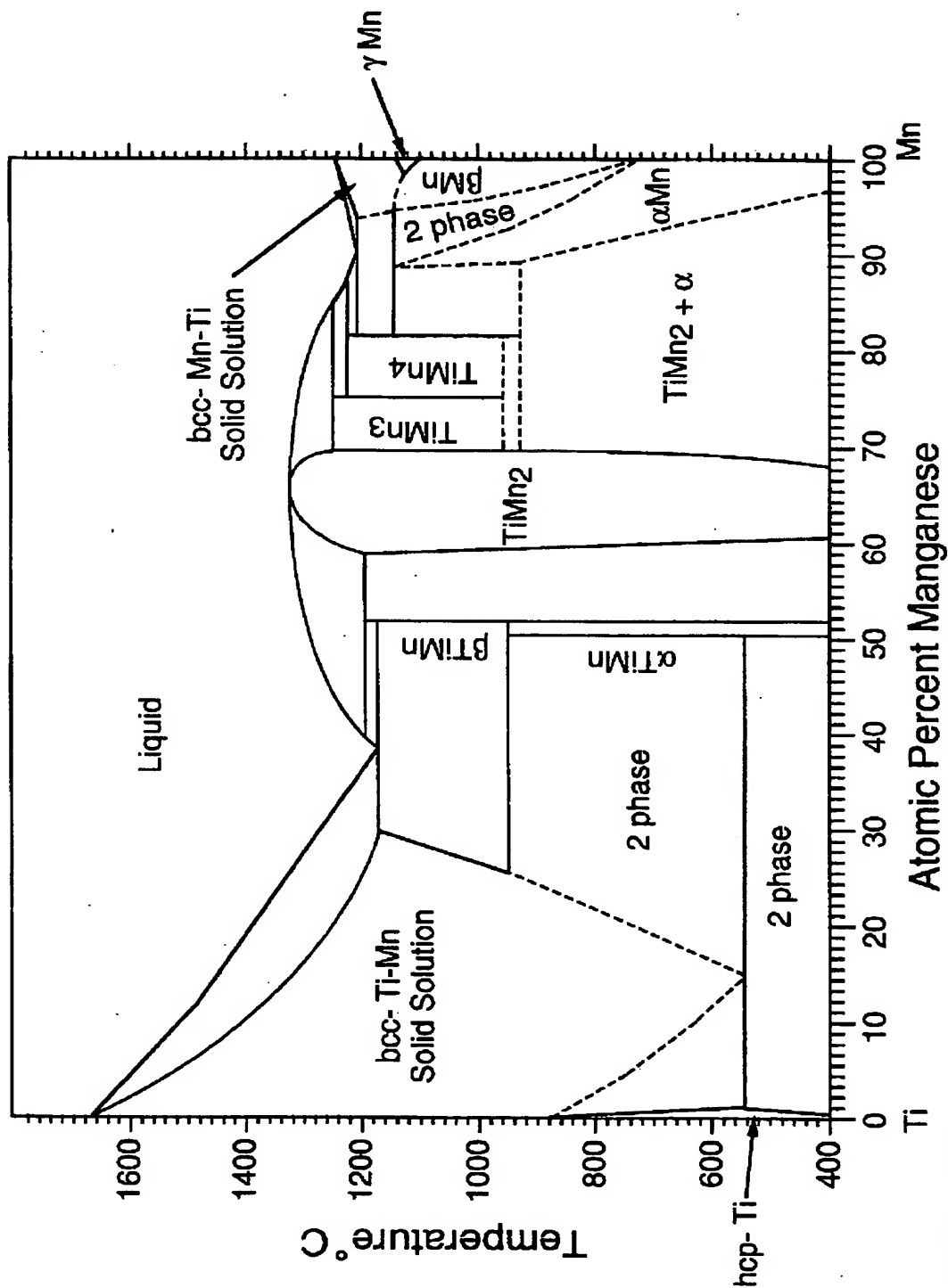


FIG. 2d

6/12

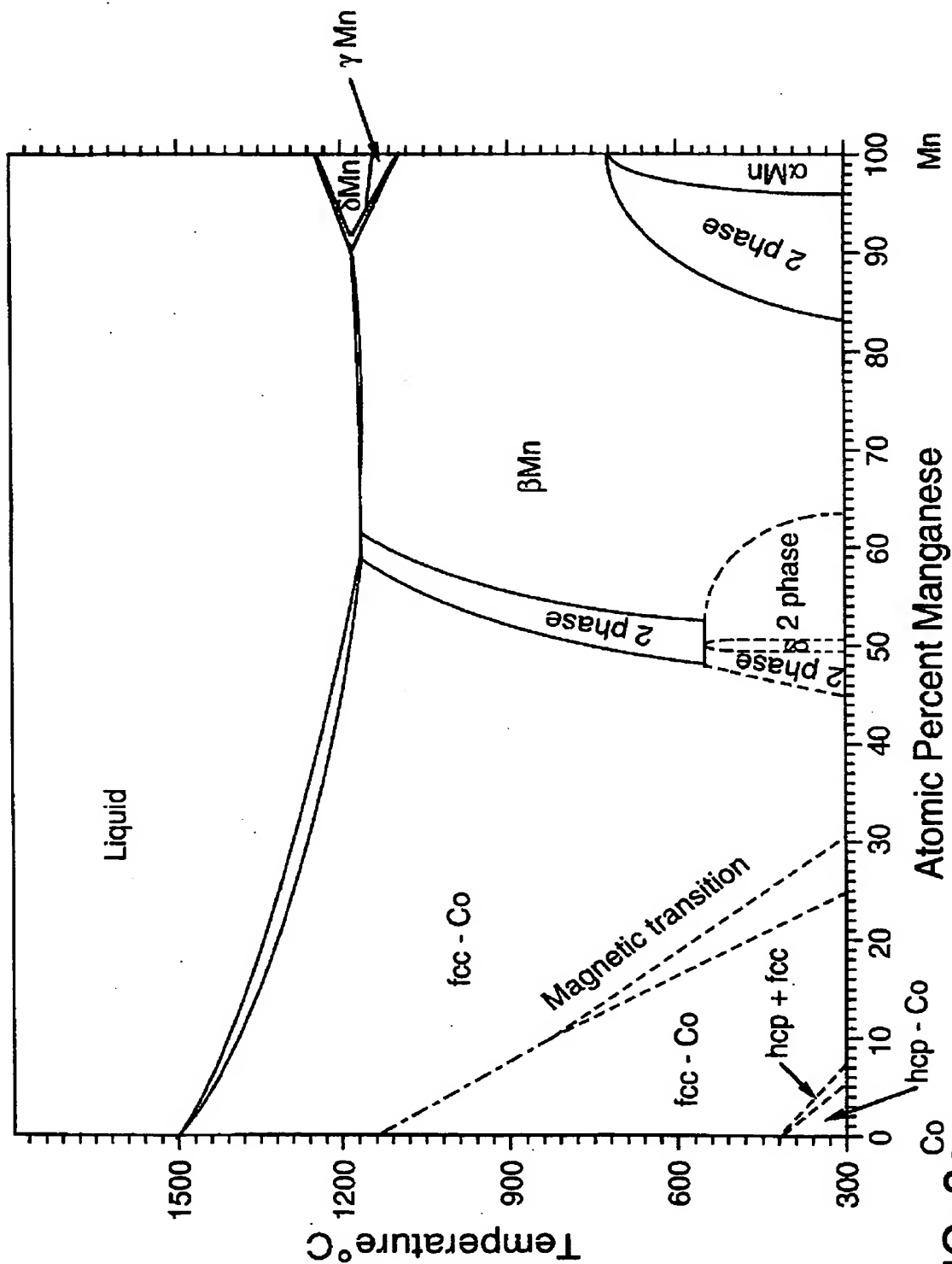


FIG. 2e

7/12

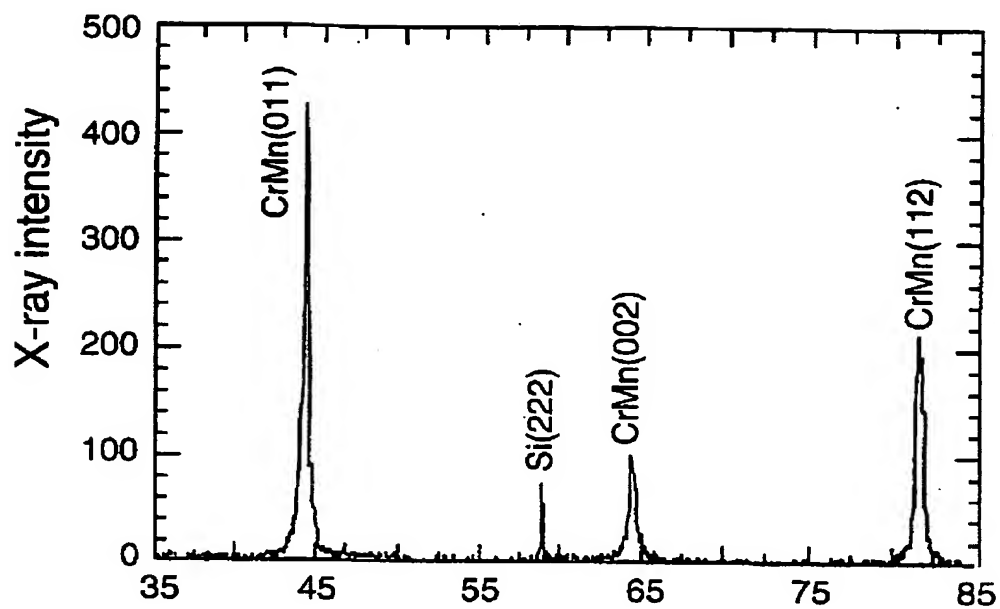


FIG. 3

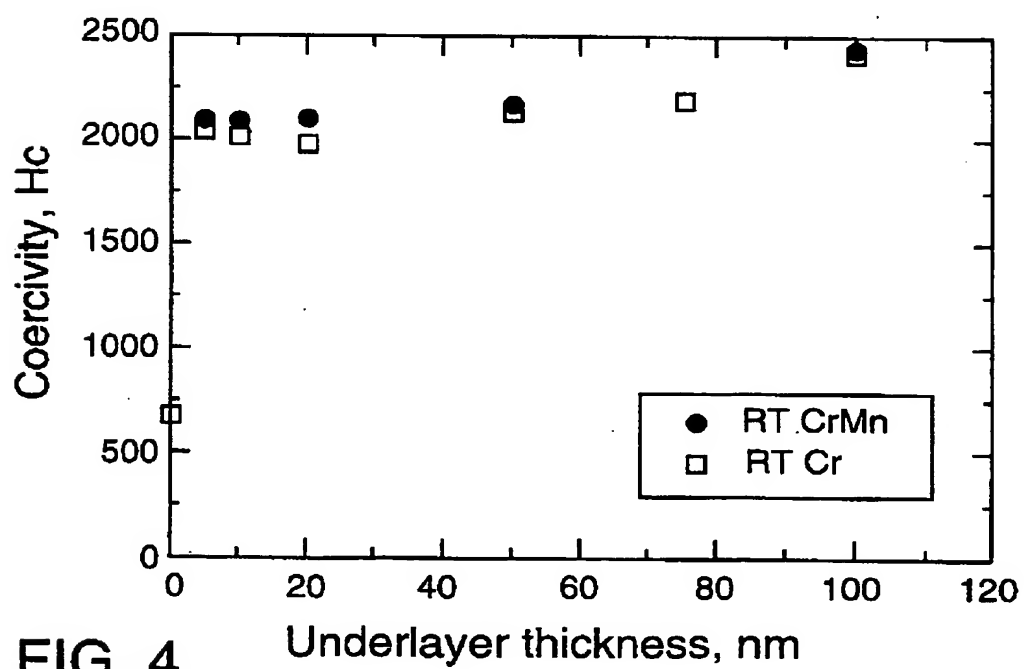


FIG. 4

8/12

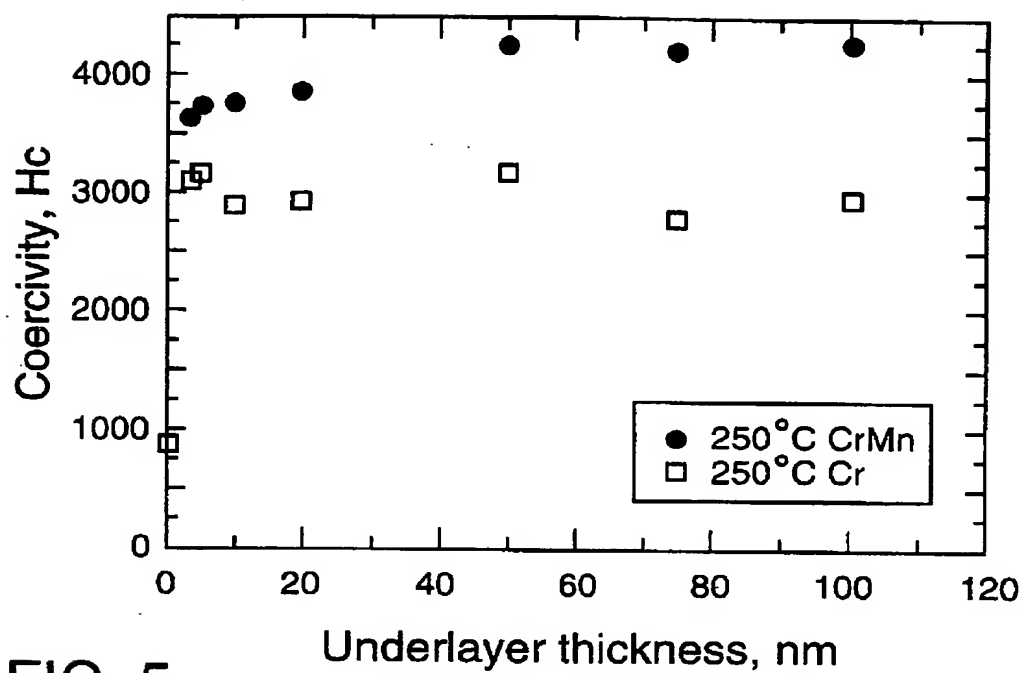


FIG. 5

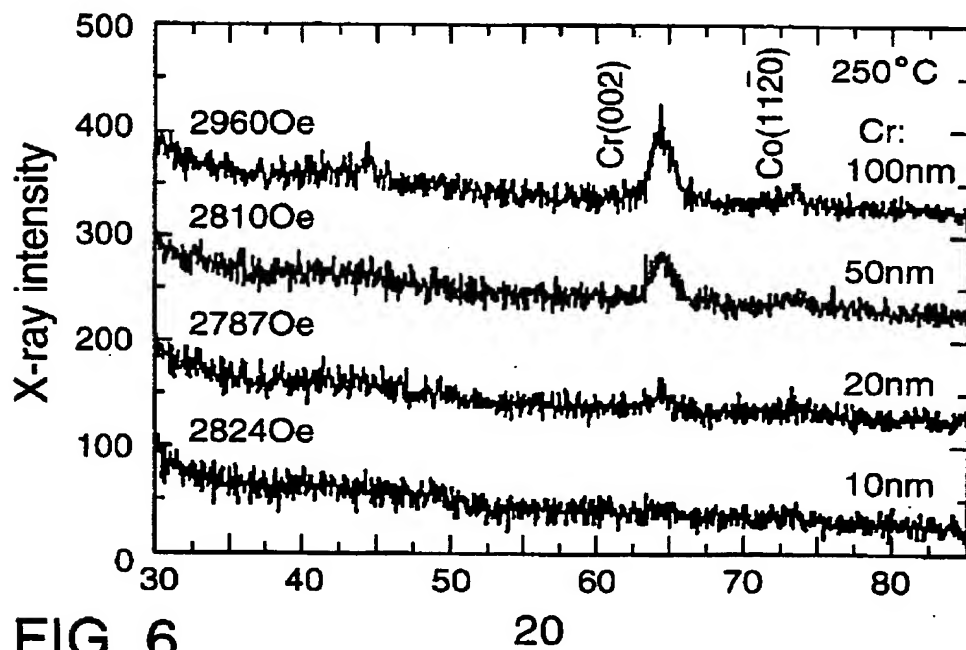


FIG. 6

9/12

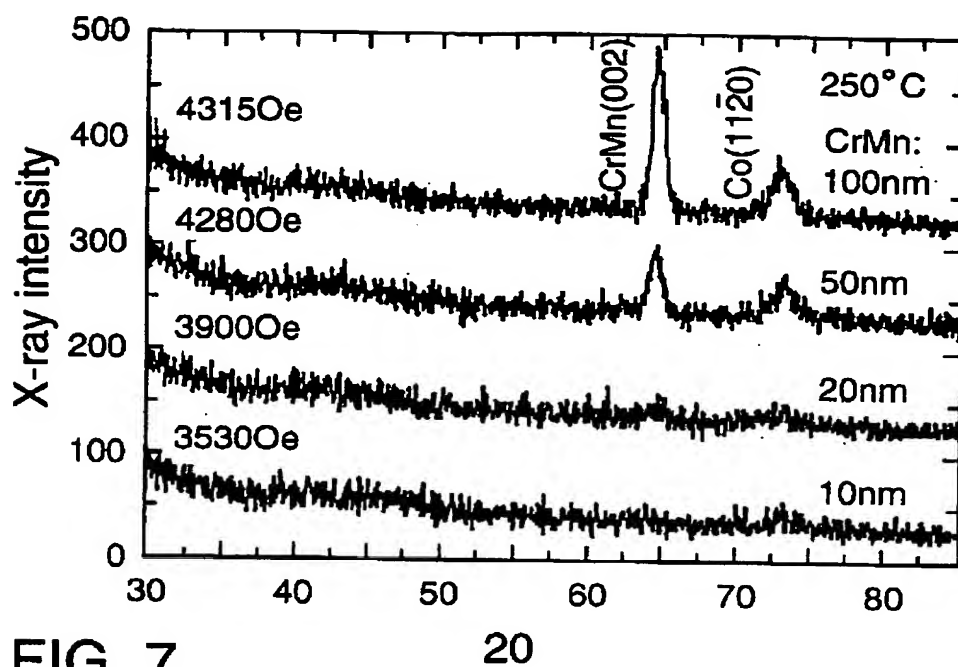


FIG. 7

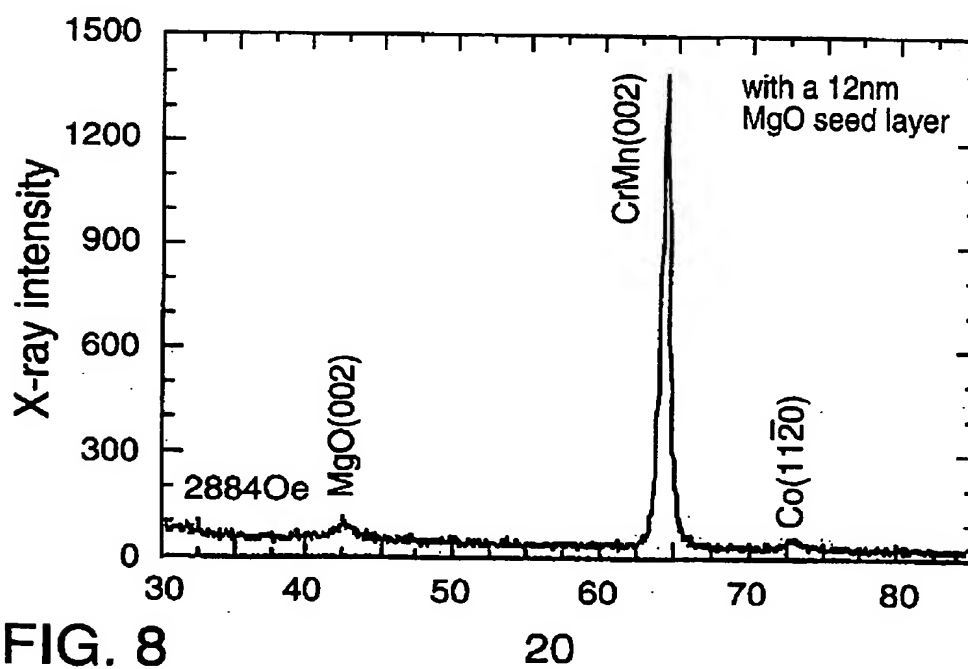


FIG. 8

10/12

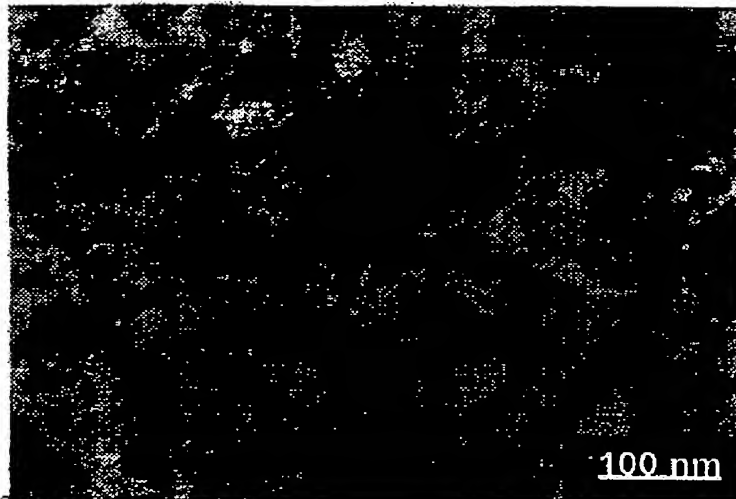


FIG. 9

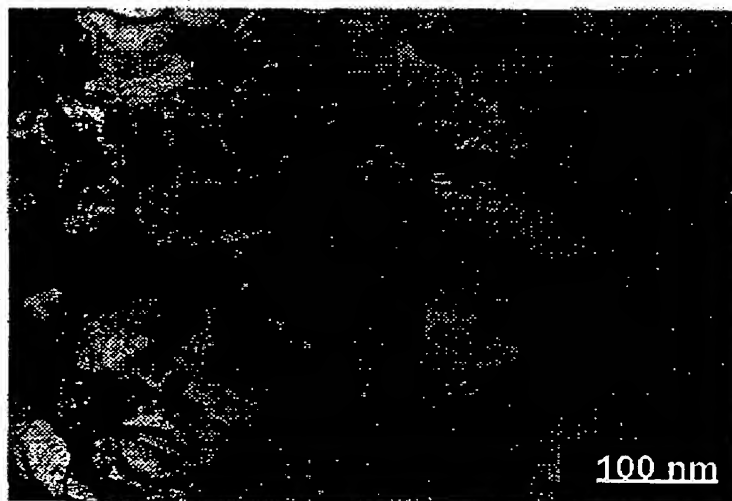


FIG. 10

11/12

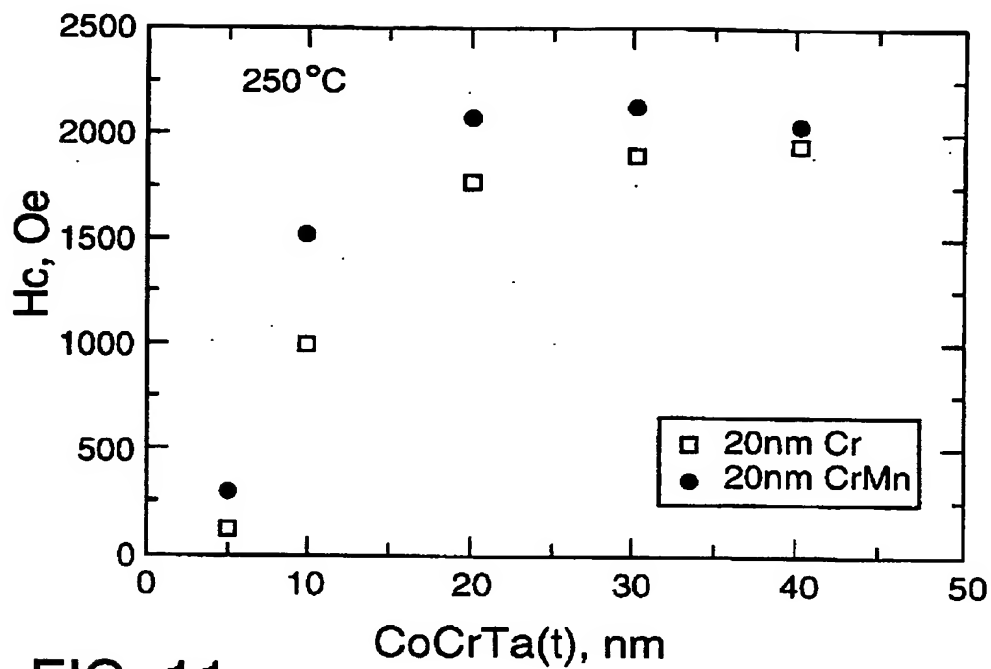


FIG. 11

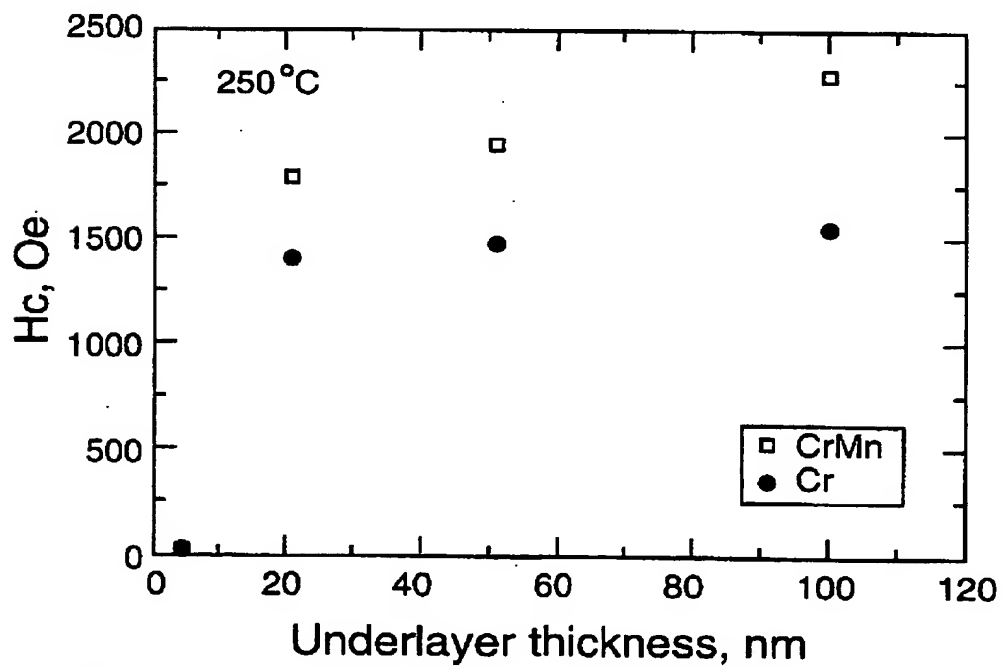


FIG. 12

12/12

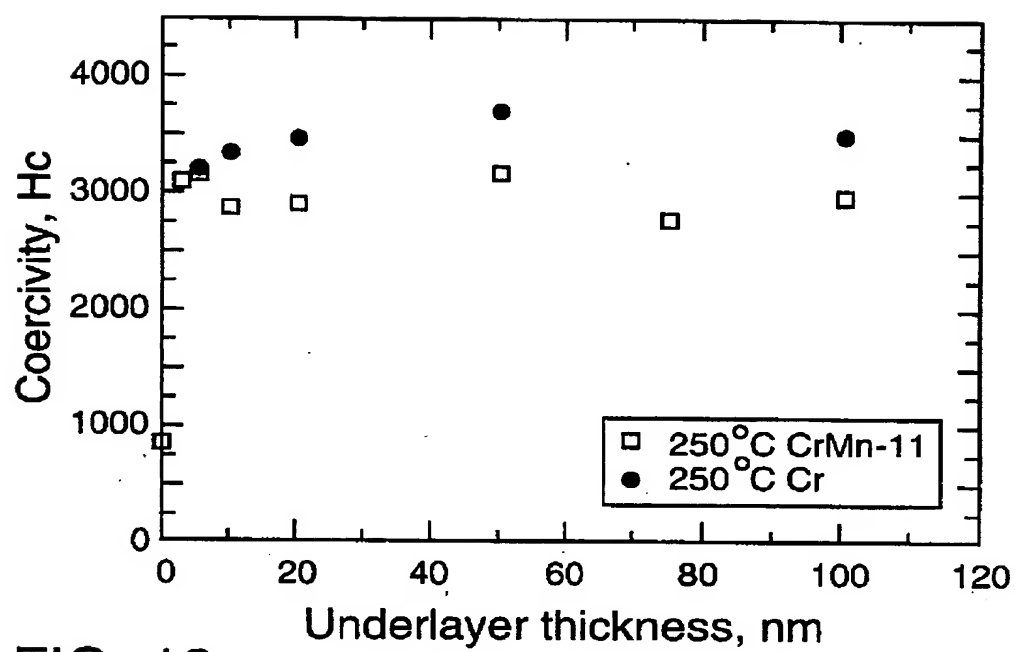


FIG. 13

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No.

PCT/US 98/07984

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
IPC 6 G11B5/64

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

IPC 6 G11B

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	EP 0 704 839 A (UNIV CARNEGIE MELLON) 3 April 1996 see column 2, line 43 - line 56 see page 3, paragraph 4 see column 5, line 18 - line 48 ---	1, 2, 13, 16, 18, 25 3-12, 14, 15, 19-24, 26-45
X A	US 5 118 564 A (SHINOHARA TADASHI ET AL) 2 June 1992 see column 2, line 20 - line 36 see column 5, line 36 - column 6, line 4 see claims 1, 2 --- -/--	1, 2, 25 26, 33

☒ Further documents are listed in the continuation of box C.

☒ Patent family members are listed in annex.

* Special categories of cited documents :

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

2 September 1998

Date of mailing of the international search report

11/09/1998

Name and mailing address of the ISA

European Patent Office, P.B. 5818 Patentaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
Fax: (+31-70) 340-3018

Authorized officer

Klocke, S

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

PCT/US 98/07984

C.(Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 012, no. 002 (P-652), 7 January 1988 & JP 62 164205 A (HITACHI METALS LTD), 20 July 1987 see abstract	1,25,26, 33
A	DE 22 50 460 A (IBM DEUTSCHLAND) 18 April 1974 see claims 1,5	1,25,26, 33

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International Application No

PCT/US 98/07984

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
EP 0704839 A	03-04-1996	US 5693426 A SG 33522 A	02-12-1997 18-10-1996
US 5118564 A	02-06-1992	JP 2513893 B JP 3049020 A	03-07-1996 01-03-1991
DE 2250460 A	18-04-1974	GB 1439869 A JP 1000596 C JP 49074912 A JP 54033523 B	16-06-1976 30-05-1980 19-07-1974 22-10-1979

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公表特許公報 (A)

(11) 特許出願公表番号

特表2001-522504

(P2001-522504A)

(43) 公表日 平成13年11月13日 (2001. 11. 13)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テマート* (参考)

G 1 1 B 5/738

G 1 1 B 5/738

5/64

5/64

5/851

5/851

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 44 頁)

(21) 出願番号 特願平10-546261
 (86) (22) 出願日 平成10年4月22日 (1998. 4. 22)
 (85) 翻訳文提出日 平成11年10月22日 (1999. 10. 22)
 (86) 国際出願番号 PCT/US98/07984
 (87) 国際公開番号 WO98/48413
 (87) 国際公開日 平成10年10月29日 (1998. 10. 29)
 (31) 優先権主張番号 08/844, 835
 (32) 優先日 平成9年4月22日 (1997. 4. 22)
 (33) 優先権主張国 米国 (US)
 (81) 指定国 EP (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE), CN, JP, KR, SG

(71) 出願人 カーネギー・メロン・ユニバーシティ
 アメリカ合衆国ペンシルバニア州15213,
 ビッツバーグ, フォーブス・アベニュー
 5000
 (72) 発明者 ランベス, デーヴィッド・エヌ
 アメリカ合衆国ペンシルバニア州15215,
 ビッツバーグ, バッキンガム・ロード
 118
 (72) 発明者 リー, リーリエン
 アメリカ合衆国カリフォルニア州95051,
 サンタ・クララ, ペッパー・ツリー・レイ
 ン 900, アパートメント 9108
 (74) 代理人 弁理士 社本 一夫 (外5名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 磁気記録媒体用マンガン含有層

(57) 【要約】

本発明は、増大させた保磁力および低ノイズを有する媒体を提供するために、基体と磁気層との間にMn含有層を取り込む磁気記録媒体を提供する。Mn含有層は、他の用途の他に、磁気データを記録および読み取る磁気変換ヘッドと結合して働く回転、並進、もしくは静置記録媒体に取り込まれ得る。本発明の磁気記録媒体は、磁気層におけるエピタキシャル結晶性構造を促進するために、好ましくはCoもしくはCo合金膜磁気層、ならびに好ましくはVMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVおよびCrMnTi、もっとも好ましくはCrMn合金を含んでなるMn含有層とを、基体と磁気層との間に配置させて含む。媒体は、さらに種層、好ましくは縦媒体のための多結晶MgO、下層および中間層を含むことができる。下層および中間層は、種層と磁気層との間に配置される、A2構造もしくはB2規則結晶構造を有する物質を含んでなる。A2構造を有する物質は、好ましくはCrV、CrMo、CrWおよびCrTiなどのCrもしくはCr合金である。Crの格子定数に実質的に匹敵する格子定数を有するB

2規則構造を有する物質は、好ましくはNiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよびAl₃FeMn₂からなる群から選ばれるもので、もっとも好ましくは、FeAlもしくはNiAlである。

【特許請求の範囲】

1. 下記を含んでなる磁気記録媒体：

基体；

磁気記録層を形成するCoもしくはCo合金膜；および

前記磁気層にエピタキシャル結晶構造を与えるために、前期基体と前記磁気層との間に配置されるMnもしくは固溶体Mn合金を含んでなるMn含有層。

2. 前記磁気層が、前記磁気層に実質的に平行に配向された磁気c軸を有する、請求項1に記載の記録媒体。

3. 前記Mn含有層が、Mnの拡散を前記磁気層に与えるのに有効な量で配置される、請求項1に記載の記録媒体。

4. 前記磁気層が、粒界を有する結晶粒を含み；かつ

前記Mn含有層が、Mnの拡散を前記磁気層の粒界に与えるのに有効な量で配置される、請求項3に記載の記録媒体。

5. 前記固溶体Mn合金が、CrMn、VMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVおよびCrMnTiからなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項1に記載の記録媒体。

6. 前記固溶体Mn合金が、CrMnを含んでなる、請求項1に記載の記録媒体。

7. 前記CrMn合金が、28%未満のMnを含んでなる、請求項6に記載の記録媒体。

8. 前記CrMn層が、少なくとも3nmの厚さである、請求項6に記載の記録媒体。

9. 前記CrMn層が、10～25%のMnを含んでなる、請求項6に記載の記録媒体。

10. 前記CrMn層が、3～100nmの厚さである、請求項9に記載の記録媒体。

11. 前記Mn含有層が、少なくとも3nmの厚さである、請求項1に記載の記録媒体。

12. 前記磁気層が、CoCrPt合金およびCoCrTa合金からなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項1に記載の記録媒体。

13. さらに前記基体上に配置される種層を含んでなる、請求項1に記載の記録媒体。

14. 前記種層が、(002)構造を有するMgO、CrおよびCrTiからなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項13に記載の記録媒体。

15. 前記種層が、Ti、TiCrおよびPtからなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項13に記載の記録媒体。

16. 前記磁気層にエピタキシャル結晶構造を促進するために、さらに前記基体と選ばれた物質を含んでなる前記Mn含有層との間に配置される下層を含んでなる、請求項1に記載の記録媒体。

17. 前記下層が、Cr、Cr合金、ならびにB2規則構造およびCrに実質的に匹敵する格子定数を有する物質からなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項16に記載の記録媒体。

18. 前記下層が、Cr、CrV、CrMo、CrW、CrTi、NiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよびAl₂FeMn₂からなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項16に記載の記録媒体。

19. 前記物質の1種以上を含んでなる複数の下層を含んでなる、請求項16に記載の記録媒体。

20. 前記磁気層にエピタキシャル結晶構造を促進するために、さらに前記基体と選ばれた物質を含んでなる前記Mn含有層との間に配置される中間層を含んでなる、請求項1に記載の記録媒体。

21. 前記中間層が、Cr、Cr合金、ならびにB2規則構造およびCrに実質的に匹敵する格子定数を有する物質からなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項20に記載の記録媒体。

22. 前記中間層が、cr、crv、CrMo、CrW、CrTi、NiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、

N

iTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよび Al_2Fe Mn_2 からなる群から選ばれる物質を含んでなる、請求項20に記載の記録媒体。

23. さらに第二磁気層を含んでなり、前記磁気層が、前記第二磁気層と前記基体との間にある、請求項1に記載の記録媒体。

24. さらに前記磁気層と前記第二磁気層との間に配置されるMn含有内層を含んでなる、請求項23に記載の記録媒体。

25. 下記を含んでなる磁気記録媒体：

基体；

エピタキシャル結晶構造を有する磁気記録層を形成するCoもしくはCo合金膜；および

前記磁気層と接触するMnもしくはMn合金を含んでなるMn含有層(前記磁気層は、前記基体と前記Mn含有層との間にある)。

26. 下記を含んでなるデータ貯蔵用装置：

基体；

磁気記録層を形成するCoもしくはCo合金膜；

前記磁気層にエピタキシャル成長を与えるために、前記磁気層と前記基体との間に配置されるMnもしくは固溶体Mn合金を含んでなるMn含有層；および

データを前記媒体に記録し、それから読み取るために、前記媒体に密に接近して配置される磁気変換器。

27. 前記媒体が、前記磁気層のエピタキシャル成長を促進するために、さらに前記Mn含有層と前記基体との間に置かれる下層を含んでなる、請求項26に記載の装置。

28. 前記下層が、Cr、CrV、CrMo、CrW、CrTi、NiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよび Al_2Fe

Mn₂からなる群から選ばれる物質である、請求項27に記載の装置。

29. 前記Mn含有層が、CrMn合金を含んでなる、請求項26に記載の装置。

30. 前記媒体が、前記変換器に対して回転できる、請求項26に記載の装置。

31. 前記磁気層が、前記Mn含有層から成長したエピタキシャル結晶構造を有する、請求項26に記載の装置。

32. 前記記録媒体の前記磁気層が、粒界を有する結晶粒を含み；かつ

前記Mn含有層が、Mnの拡散を前記磁気層の粒界に与えるのに有効な量で配置される、請求項26に記載の装置。

33. 下記を含んでなる、エピタキシャル結晶性CoもしくはCo合金磁気層を記録基体上に生成する方法：

CoもしくはCo合金磁気層のエピタキシャル成長を与えるために、Mnもしくは固溶体Mn合金を含んでなるMn含有層を基体上に配置し；かつ

前記Mn含有層にCoもしくはCo合金磁気層を生成する。

34. さらにMn含有層からのMnの磁気層への層間拡散を促進する工程を含んでなる、請求項33に記載の方法。

35. 前記促進工程が、Mn含有層からのMnの磁気層への層間拡散を促進するために、Mn含有層を加熱することを含んでなる、請求項34に記載の方法。

36. 前記加熱工程が、前記磁気層生成工程中に実施される、請求項35に記載の方法。

37. 前記配置工程が、さらにMn含有層上に生成された磁気層にエピタキシャル結晶構造を促進するのに有効な量でMn含有層を配置することを含んでなる、請求項33に記載の方法。

38. 前記配置工程が、さらにCrMn合金を含んでなるMn含有層を基体上に配置することを含んでなる、請求項33に記載の方法。

39. 前記配置工程が、さらに少なくとも3nm厚さのCrMn合金層を基体上に配置することを含んでなる、請求項38に記載の方法。

40. 前記生成工程が、さらにMn含有層からのMnの磁気層部分への層間拡散を生成するのに十分な温度で磁気層を付着させることを含んでなる、請求項33に記載の方法。

41. 前記付着工程が、さらに磁気層を少なくとも250℃の温度でスパッタ一付着させることを含んでなる、請求項39に記載の方法。

42. さらにMn含有層と磁気層との間に中間層を置く工程を含んでなる、請求項33に記載の方法。

43. さらに前記基体上に種層を配置する工程を含んでなる、請求項33に記載の方法。

44. さらに前記Mn含有層と前記基体との間に下層を供給する工程を含んでなる、請求項33に記載の方法。

45. 前記供給工程が、Cr、Cr合金、ならびにB2規則構造およびCrに実質的に匹敵する格子定数を有する物質からなる群から選ばれる物質を含んでなる下層を供給することを含んでなる、請求項44に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

磁気記録媒体用マンガン含有層

発明の背景

本発明は、一般に磁気記録媒体および媒体を取り込む装置に関し、より具体的には、磁気記録媒体の形成において、コバルトもしくはコバルト合金系磁気層とともに使用するマンガン (Mn) 含有層に関する。

高貯蔵能力、低ノイズおよび低コストの磁気記録媒体に対する需要は、ますます増加している。この需要に合わせて、記録媒体関連ノイズを低下させながら実質的に増大した貯蔵能力を有する、増大した記録密度およびさらに明確な結晶粒構造を有する記録媒体が開発されてきた。しかし、過去20年間におけるパーソナルコンピュータの繁栄と結びついた記録密度の急速な増大は、単により低ノイズおよびコストのより高い貯蔵能力の記録媒体に対する需要をあまり立てる役目を果たしたにすぎない。

磁気ディスクおよびディスクドライブは、普通莫大な量の貯蔵された情報へのす早い接近を提供するために使用される。フレキシブル(フロッピー)および剛性(ハード)ディスクの両方が、入手可能である。データは、ディスク上の分割した円形トラック中の磁気ビットに貯蔵される。ディスクドライブは、典型的に中央軸上で回転する1つ以上のディスクを用いる。磁気ヘッドもしくはスライダーが、貯蔵された情報に接近もしくは追加のためにディスク表面に配置される。ディスクドライブ用ヘッドが、ヘッドを種々のトラックおよびセグメント上のディスクに非常に接近して運ぶ可動腕の上に搭載される。

典型的な薄膜ディスクの構造は、多層式で、下層に覆われるベースでの基体、磁気層および、任意に、上面の上層を含む。上層を、保護被膜および有機潤滑剤でコートしてもよい。

磁気層は、磁気ビットが記録される本体である。非磁気基体に付着されるクロムもしくはクロム合金系下層を有するコバルトもしくはコバルト合金系磁気膜を含んでなる記録媒体は、工業標準になっている。

保磁力(H_c)、残留磁化(M_r)および保磁正方形(S)などの磁気特性は、Co合金薄膜の記録性能に重要である。磁気特性は、主に固定組成物の膜の微細

構造にかかっている。薄膜縦磁気記録媒体に関しては、C o および C o 合金の所望の結晶構造もしくは集合組織は、一軸結晶性異方性および膜の平面(すなわち、平面内)で優勢である c 軸に沿った磁化容易方向を有する最密六方晶(H C P)である。普通、平面内 c 軸結晶集合組織が良好であるほど、縦方向記録に使用される C o 合金薄膜の保磁力は高い。高い保磁力は、高い残留を達成するために必要である。同様に、垂直磁気記録媒体に関して、C o 合金の所望の結晶構造は、一軸異方性および膜平面に垂直な結晶性 c 軸を有する最密六方晶(H C P)である。なぜなら、非常に小さな結晶粒の保磁力は、結晶粒の大きさが増大するのに伴って増加するからである。しかし、大きな粒子は、大きなノイズを生じる。大きな粒子に関連するノイズの増大なしで、高い保磁力を達成する必要がある。低ノイズ磁気媒体を達成するためには、C o 合金薄膜は、近隣の粒子を磁気的に単離できる粒界を有する均一の小さな結晶粒を有するべきである。この種の微細構造および結晶集合組織は、普通付着工程を操作するか、基体表面に溝をつけるか、コバルト合金組成物を変化させるか、もしくは下層の適宜の使用により達成される。

純コバルトに対してコバルト系合金は、普通種々の理由で縦および垂直磁気媒体に使用される。例えば、C r などの非磁気元素が、普通磁化を低下させるために磁気膜中にバルクドーピングされる。これは、磁化が媒体膜平面に垂直に配向されるためには、合金の磁気モーメントと関連する減磁エネルギーがマグネト-結晶性異方性エネルギーよりも小さくなければならない垂直媒体において特に重要である。同じ技術が束転移減磁エネルギーを低下させるために縦磁気媒体で使用され、短い束転移長さ、したがって、高い記録密度を生じる。しかし、さらに重要なことは、非磁気元素は、コバルト粒子間の磁気交換カップリングを限定するために、C o 合金に導入される。膜成長中の C r、T a、P、B もしくは S i などの元素の結晶粒のバルクから粒界への優先拡散が、結晶粒間の磁気交換カップリングを減少させることにより個々の粒子を単離させるのを助長すると信じられている。ついでこれは、かなり低い媒体ノイズを生じさせる。例えば、D e n g 等は、少量の T a を C o C r 合金に添加すると、粒界への増大した C r 拡散を生じることを発見した。Y o u p i n g D e n g、D a v i d N. L a m b e t

h、およびDavid E. Laughlinの“Structural Characteristics of Bias Sputtered CoCrTa/Cr Films”、IEEE Transactions on Magnetism、第29巻、第5号、1993年9月、3676～3678ページを参照。

下層は、結晶方位、結晶粒度、およびここで討議されたように、Co合金粒界での化学的偏析に大きな影響力がある。文献に報告された下層には、Cr、追加合金元素X (X=C, Mg, Al, Si, Ti, V, Co, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, La, Ce, Nd, Gd, Tb, Dy, Er, TaおよびW) を有するCr、Ti、W、Mo、NiP、ならびにNiAlおよびFeAlなどのB2規則格子構造が含まれる。日本抄録62-164205は、基体と磁気層との間にMn、Mo、またはVのベース層を使用することを記載している。多くの下層物質があるようだが、実際には、ほんの2、3のものが工業の要求に合うに十分な働きをするにすぎない。その中で、もっともよく使用され、もっとも成功をおさめる下層は、純Crである。米国特許第5118564号明細書は、純Crの下層を首尾よく使用することを記載していて、下層を形成するのにCr-Mo、Cr-V、およびCr-MnのようなCr合金を使用する可能性を示唆している。

高密度縦記録については、平面内配向は、これまでHCP Co合金薄膜の体心立方晶(BCC) Cr下層への結晶粒から結晶粒へのエピタキシャル成長により達成されてきた。多結晶Co系合金薄膜は、そのc軸、[0002]軸で、膜平面に平行に、もしくは膜平面のc軸の大きな成分とともに付着される。BCC

Cr下層が、これらの下層に付着されるHCP Co合金薄膜の結晶粒から結晶粒へのエピタキシャル成長を促進することが、K. Kono、B. WongおよびD. E. Laughlinによる“Crystallography of Co/Cr bilayer magnetic thin films”、Journal of Applied Physics 68(9)4734ページ(1990)に示されている。[0002]軸を膜平面の下に、もしくは

は近くに運ぶCrとCoとの間のヘテロエピタキシャル関係は、 $(002)_{\text{Cr}} // (110)_{\text{Co}}$ 、 $(110)_{\text{Cr}} // (101)_{\text{Co}}$ 、 $(110)_{\text{Cr}} // (100)_{\text{Co}}$ および $(112)_{\text{Cr}} // (100)_{\text{Co}}$ である。異なるCo/Crエピタキシャル関係

は、異なる析出工程に効果がある。HCP構造の生成を促進する良好なBCC構造を得るためには、Cr下層が約50Åよりも厚くなければならない。

同様に、垂直高密度記録媒体を達成するためには、膜平面に関するCoのc軸の垂直配向は、普通HCP Co合金薄膜の、 (0002) 結晶集合組織の配向HCP下層もしくは (111) 結晶集合組織の面心立方(FCC)結晶下層への、結晶粒から結晶粒へのエピタキシャル成長により得られてきた。TiおよびTi₉₀Cr_{10%} は、しばしばこの目的のためには最良の種層として引用されてきたが、Pt、CoO/Ptおよび非磁気CoCr_{35%} などの他の種層もこの構造を誘発するために使用されてきた。“Development of High

Resolution and Low Noise Single-layered Perpendicular Recording Media for High Density Recording”、IEEE Trans. Magn.、第33巻、第1号、996~1001ページ(1997年1月)；“Compositional separation of CoCrPt/Cr films for longitudinal recording and CoCr/Ti films for perpendicular recording” IEEE Trans. Magn.、第27巻、第6号、第2部、4718~4720ページ(1991)；“Properties of CoCrTa Perpendicular films prepared by sputtering on Pt underlayer”、J. M MM、第155巻、第1~3号、206~208ページ(1996)；IEEE Trans Magn.、第32巻、第5号、3840~3842ページ(1996年9月)；IEEE Trans. Magn.、第30巻、第6号、4020~4022ページ(1994年11月)；および“Development of

High Resolution and Low Noise Single-layered Perpendicular Recording Media for High Density Recording”、IEEE Trans. Magn. 第33巻、第2号、996～1001ページ、(1997年1月)を参照。

米国特許第4,652,449号は、縦磁気媒体の下層を、バナジウム(V)

をCrに添加してその格子定数を変え、それによりCoPtもしくはCoPtCrなどのHCP-Co合金とBCC-CrV下層との間によりよい格子整合を促進することにより改善する試みを開示している。さらに、その内容がすべて本明細書に取り込まれる米国シリアル第08/315,096号は、NiAlおよびFeAlなどのB2規則結晶性構造を有する物質を含む新しい下層群を開示している。

磁気層の構造における追加の改善は、下層と磁気層との間に中間層を取り込んだときに発見された。また、種層を下層と基体との間に取り込んで下層の構造を追加的に制御し、基体の汚染物による下層の汚染を防ぐことができる。種層、下層および中間層は、本明細書ではまとめて下層構造として言及される。さらに、Cr内層により分離されてもされなくてもよい多重磁気層が、得られる膜の磁気特性に変化をもたらすために、ときには用いられる。磁気層および介在する内層は、本明細書ではまとめて磁気層構造として言及される。

多層下層および磁気層構造の使用は、粒度に対する増大した制御、後の層の結晶粒から結晶粒へのエピタキシャル成長、および磁気層の表面荒さを与えることができる。しかし、追加層の使用も、製造工程の総合コストおよび煩雑さを増加させ得る。

より軽く、より小さく、より良好な性能で、より費用がかからず、より大きな貯蔵密度を有するコンピュータは、ハードディスクドライブで使用する高密度記録媒体、他の磁気貯蔵装置、および他の適用を要求する。これらの要求を高保磁力および低ノイズを有する磁気記録媒体で満たすことが、本発明の1つの目的である。

発明の要約

本発明は、増大させた保磁力および低媒体ノイズを有する磁気記録媒体を提供するために、基体と磁気層との間の、もしくは磁気層と接触させた、Mn含有層の使用に関する。Mn含有層は、下層構造、磁気層構造、もしくは上層に取り込まれて、高保磁力および低ノイズを有する記録媒体を提供することができる。記録媒体は、他の用途の他に、磁気データの記録および読み取りのための磁気変換ヘッドと結合して使用するために、回転、並進、もしくは静置データ貯蔵装置に

取り込むことができる。

本発明の磁器記録媒体は、好ましくはCoもしくはCo合金磁気層、およびMn、VMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVもしくはCrMnTi、もっとも好ましくはCrMnから形成されるMn含有層とを、基体と磁気層との間に配置させて含む。CoもしくはCo合金磁気層は、HCP構造を有し、縦媒体に関しては磁気層の平面に対して実質的に平行で、垂直媒体に関しては磁気層の平面に対して実質的に垂直な、そのc軸、磁化容易軸（容易に磁化される方向）を有して析出される。

媒体は、さらに下層構造中に、種層、下層および中間層などの追加層を含むことができる。多結晶MgOは、縦媒体の好ましい種層である。Mn含有層の他に使用される下層および／または中間層は、一般に種層と磁気層との間に配置されるA2構造もしくはB2規則結晶構造のいずれかを有する物質を含む。A2構造を有する物質は、好ましくはCr、あるいはCrV、CrMo、CrWもしくはCrTiなどのCr合金である。Crの格子定数に実質的に匹敵する格子定数を有するB2規則構造を有する物質は、好ましくはNiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよびAl₂FeMn₂からなる群から選ばれるもので、もっとも好ましくは、FeAlもしくはNiAlである。中間Mn含有層は、好ましくは下層と磁気層との間に配置される。さらに、下層は、各層が前記の物質の異なる1つである多層に形成することが可能である。

2つ以上の磁気層を媒体に取り込むことができ、磁気層の間に配置される1つ

以上の内層を含むことができる。内層は、典型的には約10～40 Å厚さで、Crを含んでなるが、本発明のMn含有層でもあり得る。

磁気層は、上層で覆われていてもよく、上層は、今度は保護被膜で覆われていてもよい。好ましくは、媒体の摩擦磨耗を減少させるために、有機潤滑剤が保護被膜の上に添加される。上層は、MnもしくはMn含有合金を含んでなり得る。

したがって、本発明は、ハードディスクドライブおよび他の用途に使用される、高保磁力ならびに低ノイズおよびコストを有する、磁気記録媒体および記録媒体を取り込むデータ貯蔵装置を提供する。これらおよび他の利点は、下記の詳細な

記載から明らかになるだろう。

図面の簡単な説明

本発明の利点は、下記の図面を参照することにより、よりよく理解できる：

図1 (a) ～ (c) は、本発明の薄膜ディスクの多層構造のいくつかの実施態様の模式図である；

図2 a は、Cr-Mn 平衡状態図を示す；

図2 b は、V-Mn 平衡状態図を示す；

図2 c は、Mo-Mn 平衡状態図を示す；

図2 d は、Ti-Mn 平衡状態図を示す；

図2 e は、Co-Mn 平衡状態図を示す；

図3 は、Cu K α X線を使用した、酸化Si 基体上の4ミクロン厚さCr Mn膜のX線回折スキャンを示す；

図4 は、未加熱平滑ガラス基体上の種々の厚さのCr MnおよびCr 下層上の40 nm厚さCoCrPt 膜の平面内保磁力を示す；

図5 は、250℃で予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCr MnおよびCr 下層上の40 nm厚さCoCrPt 膜の平面内保磁力を示す；

図6 は、250℃で予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCr 下層上の40 nm厚さCoCrPt 膜のX線回折スペクトルを示す；

図7 は、250℃で予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCr Mn下層上

の40nm厚さCoCrPt膜のX線回折スペクトルを示す；

図8は、未加熱平滑ガラス基体上に調製されたMgO種層上のCoCrPt (40nm) / CrMn (100nm) 膜のX線回折を示す；

図9は、250℃で平滑ガラス基体上に付着させた100nm厚さCr膜のTEM鮮明場顕微鏡写真を示す；

図10は、250℃で平滑ガラス基体上に付着させた100nm厚さCrMn膜のTEM鮮明場顕微鏡写真を示す；

図11は、250℃で予熱した平滑ガラス基体上の20nm厚さCrMnおよびCr下層上の種々の厚さのCoCrTa膜の平面内保磁力を示す；

図12は、250℃で予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCrMnおよびCr下層上の15nm厚さCoCrTa膜の平面内保磁力を示す；そして

図13は、種々の厚さのCrおよびCrMn-11 (Mn11%) 下層上の40nm厚さCoCrPt膜の平面内保磁力の比較を示す。

発明の詳細な説明

本発明の記録媒体は、ディスクドライブ (図示せず) に取り込まれた剛性磁気ディスクなどの回転、並進、もしくは静置データ貯蔵装置に具体化できる。典型的には、ディスクドライブには、ディスク表面上でヘッドを移動させるために使用されるサスペンションアセンブリー中の可動腕上に支持される、磁気変換ヘッドもしくはスライダーが含まれる。変換ヘッドは、通常の操作の間、ディスク表面に対して密に間隔をとった平行な関係に維持される。ヘッドとディスクとの間の典型的な間隔は、 $10\mu\text{in}$ 以下である。その関連の開示が本明細書に取り込まれるMee, C. D. およびDaniel, E. D., MAGNETIC RECORDING、第I~III巻(McGraw-Hill、1987年発行)；F. Jorgenson, The Complete Handbook of Magnetic Recording、第16章(第3版、1988年)、および米国特許第5,062,021号を参照。本発明の磁気記録媒体は、既知のフレキシブル基体を使用するフレキシブル磁気ディスク、フロッピーディスク、もしくはテープとともに使用できる。

図1 (a) を参照すると、本発明の磁気記録媒体10は、基体12、Mn含有層14および磁気層16を含んでなる。さらに、図1 (b) に示されるように、種層18を、下層20同様、基体12に配置できる。中間層22も、Mn含有層14および磁気層16との間に配置できる。磁気層16を、上層24を用いて、ついで保護被膜26および有機潤滑剤28で被覆できる。図1 (c) に示される別の実施態様において、第一磁気層および第二磁気層、16'および16''、があり、第一磁気層16'と第二磁気層16''との間には1つ以上の内層30が配置される。

好ましい実施態様において、Mn含有層14は、ゼロ磁気モーメントを有し、CoもしくはCo合金磁気層16と接触する。しかし、Mn含有層を、その中間層としての使用の他に、あるいはその代わりに、種層、下層、内層もしくは上層

として媒体10中に含むことができることを理解すべきである。高保磁力は、Mn含有層14と磁気層16との間に中間層22を取り込む実施態様に対して、Mn含有層14および磁気層16が接触しているときに、結果として得られる媒体10に得られている。

効果的な量のMnが、磁気層16にエピタキシャル結晶構造を生成するのに十分な厚さのMn含有層を製造するために、かつ所望の磁気特性を有する磁気媒体10を生じる磁気層16の微結晶の粒界に拡散するに十分な量のMnを与えるために、使用される。例えば、保磁力が、Mn含有層不在で製造されたものにまさるか、あるいは先行技術のものに匹敵もしくはまさることが望ましい。

CrMn合金をMn含有層として用いる現在の実施態様において、所望の磁気特性は、CrMn層が好ましくは少なくとも3nm厚さ、もっとも好ましくは10nm厚さより大きいときに達成できる。熟練した技術者は、本明細書に与えられた教示に基づいて、3nmよりも薄いMn含有層も所望の磁気特性を作り出すのに有効であることを理解されよう。しかし、強化された磁気特性が観察されない磁気媒体構造に添加できる、最低限Mn有効量があり得る。

室温でのMn含有層のスパッター付着は、Mn含有層の代わりにCr層を用いる磁気媒体に匹敵する磁気特性を有する磁気媒体を提供する。室温工程で、純C

rの代わりにCrMnを使用する動機は、MnがCrよりも安価なことである。Crターゲットのほとんどが粉末冶金法で製造されるので、粉末圧縮CrMnターゲットは、Crターゲットよりも安価であろう。

好ましい実施態様において、Mn含有層14および磁気層16は、250℃などの高温に予熱された基体12にスパッター付着される。Mn含有層14を含む結果として得られる媒体10は、基体12を予熱せずに製造した媒体10よりも高い保磁力を有する。磁気層16を付着させるために選ばれる高温は、付着速度の機能であり、加熱は、磁気層16の製造中もしくは後で実施できることが予想される。例えば、商業的付着速度は、実質的に高く、したがって、低付着速度で観察される増大した磁気特性を達成するためには、温度を250℃より高くすることが必要かもしれない。

付着温度を上げることによる保磁力の増大は、MnのCrMn磁気層界面を超える増大した拡散から生じ得る。適宜の加工時間と温度で、物質の好ましい拡散は、結晶粒のバルクとは反対の粒界に対してである。David A. PorterおよびKenneth E. Eastering著“Phase Transformations in Metals and Alloys”、発行者: Van Nostrand Reinhold Company、98~102ページ; ならびにR. W. CahnおよびP. Haasen編“Physical Metallurgy, Part 1”、発行者: North-Holland Physics Publishingを参照。他の合金元素の中間層拡散は、さらにその内容がすべて本明細書に取り込まれる“Interdiffusion and Grain Isolation in Co/Cr Thin Films”、Y. C. Feng、D. E. LaughlinおよびD. N. Lambeth、IEEE Transactions on Magnetics、第30巻、第6号、(1994年11月)に記載される。当業者なら、Co合金に加えてMn含有層が媒体10に配置される温度が、一連の磁気特性を有する媒体を製造するために可変であることを理解されよう。事実、上記Fengの引例で討議したように、当業者は、遅い焼鈍もしくは速い熱焼鈍(RTA

)などの熱後処理は、Mn含有層からCo合金磁気層の粒界へのMn拡散を促進するために使用できることを理解されよう。

本発明の固溶体Mn合金は、好ましくはVMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVもしくはCrMnTiで、もっとも好ましくはCrに溶解されたMnの置換固溶体CrMn合金である。図2aに示されるように、バルクCrは、大量のMnを溶解して置換固溶体を生成できる。MnのCrへの溶解度は、図2aに基づいて、室温で25%よりも大きいと見積もられる。好ましくは、CrMn合金は、現在好まれる媒体調製法を用いて製造される組成物では、少なくとも10%のMn、もっとも好ましくは、少なくとも20%のMnを含む。図2a~2eに示される二成分合金に関する多くの特定の相転移温度の説明を含む状態図は、“Binary Alloy Phase Diagrams”、第2版プラス最新情報、ASM International (1996)に見出され、その該当部分は本明細書に取り込まれる。

Mn (0.01224 nm^3 /原子)の原子容は、Cr (0.01200 nm^3 /原子)のそれよりほんのわずかに大きいにすぎないので、Crの格子パラメータは、実質的に25%Mn CrMn合金については変化しない。これは、バナジウムがCrに添加されて、磁気層の格子定数によりよく合うようにCr層の格子定数を変化させるCrVなどの他のCr合金とは異なる。

同様に、図2bは、置換量のMnは、固溶体中にVとともに置かれ得ることを示す。同様に、VおよびMnの両方もCrと結合できる。Vの原子格子サイズはCrのそれより大きいので、それはCo合金のエピタキシャル成長に格子整合をするために、かつそれを誘発するために固溶体原子間隔を調整するために使用できる。

同様に、図2cは、限定量のMnが、Moとともに置換固溶体中に置くことができることを示す。Mo (3.14 \AA)の原子格子間隔は、Cr (2.28 \AA)に比較して大きい、限定量のMoは、CrMnの固溶体に置かれてCrMnMo合金を形成できる。

図2dは、TiMnの状態図を示す。高温で、置換量のMnは、 β -Ti (

b c c) とともに固溶体中に置くことができる。中間層としてのこの結晶構造の形成は、磁気層のエピタキシャル成長を促進するために選ばれた下層上でエピタキシャル成長したときは、低温でも好都合である。同様に、限定量のTiは、固溶体原子格子間隔を調整するために、CrMn中に置くことができる。

Mn含有層は、磁気層のエピタキシャル成長のための型板を与えるか、もしくは下層により形成された型板を伝搬することにより、磁気層のエピタキシャル成長を与えることができる。好ましい実施態様において、磁気Co合金のエピタキシャル成長のための型板を与え、かつCo合金磁気層の粒界への拡散のためのMn源を与える固溶体Mn合金が、Mn含有層14として使用される。当業者は、Mn含有層で使用されるMnの最適パーセントは、ある程度、Mn含有層を調製するために使用される、温度および付着速度を含む方法にかかっていることを理解すべきである。

Mn含有層が内層として使用されるときは、下層(単数または複数)はMnを含んでも含まなくてもよい。下層が磁気層のエピタキシャル結晶性成長のための型

板を与えるために選ばれたら、Mn含有中間層が、下層により形成された磁気層のエピタキシャル成長のための型板を伝搬することが必要である。

好ましい実施態様において、基体12は、ガラス、シリコンもしくはNiPで被覆されたアルミニウム合金などの非磁気物質から形成されている。ガラスセラミック、セラミックもしくはSiCなどの代替りのハードディスク基体も使用できる。

縦媒体に関して、磁気層16、16'および16''は、そのような磁気層の平面に実質的に平行なその縦磁気容易軸とともに付着される。縦媒体の磁気層16は、好ましくはCoもしくはCoCr、CoSm、CoPr、CoP、CoNi、CoPt、CoNiCr、CoNiZr、CoPtNi、CoCrTa、CoCrPt、CoCrP、CoCrTaSi、CoCrPtSi、CoCrPtB、CoCrPtTa、CoCrPtTaB、CoCrPtTaNbなどのCo合金膜、あるいは他の既知のCo合金磁気膜で、それぞれは約2.5~60nm(25~600Å)厚さである。

種層18は、Cr、Cr合金もしくは(002)集合組織を有するB1規則結晶性構造であり得る。種層18を用いる実施態様の好ましい種層は、(002)集合組織を有するCrもしくはMgOの薄膜である。多結晶MgOは、その内容がすべて本明細書に取り込まれる米国特許出願第08/553,893号に記載されるように、基体12にMgOをスパッター付着させることにより、この集合組織を有して製造できる。種層は、50nm厚さまで、好ましくは20nm厚さまで、実質的に連続した層を形成する。好ましい実施態様において、種層は、約1.0nm~50nm(10~500Å)厚さであり、好ましくは約1.0nm~20nm(10~200Å)厚さであり、もっとも好ましくは約2.5nm~20nm(25~100Å)厚さであり、もっとも好ましくは約2.5nm~10nm(25~100Å)厚さである。

下層20は、一般に磁気層16のエピタキシャル成長を生成するのに適する物質を含んでなる。磁気層16のエピタキシャル成長は、結晶構造および好ましくは磁気層の原子間隔に匹敵する原子間隔、もしくは磁気層の多重原子間隔を有する下層20を用いて促進される。例えば、物質を、磁気層の整数(m)原子間隔

に匹敵する整数(n)原子間隔を有する下層のために選ぶことができる(ここでは、mおよびnは、一般に1~5の範囲である)。

磁気層16のエピタキシャル成長を誘発するのに適するA2およびB2規則結晶構造ならびに格子定数を有する物質が、本発明で使用できる。適切な物質には、CrおよびCrV、CrTi、CrMoおよびCrWなどのA2構造を有するCr合金、ならびにNiAlおよびFeAlなどのB2規則構造物質が含まれる。B2規則構造、ならびにNiAl(a=0.2887nm)、FeAl(a=0.291nm)およびCr(a=0.2884nm)のそれに匹敵する格子定数を有する他の相も、本発明の下層には立派な候補者とみなされる。物質は、AlCo(a=0.286nm)、FeTi(a=0.298nm)、CoFe(a=0.285nm)、CoTi(a=0.299nm)、CoHf(a=0.316nm)、CoZr(a=0.319nm)、NiTi(a=0.301nm)、CuBe(a=0.270nm)、CuZn(a=0.295nm)、AlMn(a=0.29

7 nm)、AlRe ($a=0.288$ nm)、AgMg ($a=0.328$ nm)および Al_2FeMn_2 ($a=0.296$ nm)である。下層14は、好ましくは約10~200 nm (100~2000 Å) 厚さのCrもしくはNiAlである。

下層20は、また前記リスト内の異なる物質の2つ以上の層を含んでなることも可能である。NiAlの第一層およびCr、Cr合金、FeAl、AlCo、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgもしくは Al_2FeMn_2 の第二層を有する多層が使用できると、信じられている。種々の物質の組合せが、多層を製造するために使用でき、そこでは各層が、前記下層物質の1つである。

中間層22および内層30は、下層20に使用される物質の同じ群から選ばれる物質を含んでなることができる。現在の好ましい実施態様において、中間層22は使用されず、CrMn層14が磁気層16と接触している。また、たった1つの磁気層16が使用され、したがって、現在の実施態様においては、内層30は使用されない。

上層24を、磁気層16もしくは16'と隣接させて、好ましくは接触させて、与えることができる。上層24は、好ましくは1~10 nm (10~100 Å)

厚さであり、W、Ta、Zr、Ti、Y、Pt、Cr、Mn、Mn合金もしくはこれらの組合せから作ることができる。

図1(b)および(c)に示されるように、保護被膜26を、上層24が磁気層16もしくは16'と保護被膜26との間に配置されるように、上層24の外側に与えることができる。保護被膜26は、機械的磨耗層を与え、2.5~30 nm (25~300 Å) 厚さである。それは、好ましくはセラミック物質あるいは SiO_2 、SiC、 CH_x もしくは CN_x (ここでは $x<1$)、 ZrO_2 もしくはCなどのダイヤモンド状炭素から作られる。有機潤滑剤28を、保護被膜26の上に配置することができる。潤滑剤28は1~10 nm (10~100 Å) 厚さで、好ましくはフルオロクロカーボンもしくはペルフルオロエーテルである。例には $\text{CCl}_2\text{FCClF}_2$ 、 CF_3 (CF_2)₄ CF_3 、 CF_3 (CF_2)₅ CF_3 、

$\text{CF}_3(\text{CF}_2)_{10}\text{CF}_3$ 、および $\text{CF}_3(\text{CF}_2)_{16}\text{CF}_3$ が含まれる。

CrMn合金層を取り込む多くの磁気膜を評価するために、試験が実施された。すべての膜が、無線周波(RF)ダイオードスパッタリングにより調製されたが、RFもしくは直流(DC)マグネトロンスパッタリングによっても容易に調製できたであろう。次に、多層膜を、室を換気せずに付着させた。RFダイオード付着工程の典型的な条件は、スパッタリングが 5×10^{-7} Torr以上、かつアルゴンガスのスパッタリング圧が10mTorrになる前の基本圧だった。スパッタリングは、100ワット(2.3 W/cm^2)の固定AC力で実施された。他に記載がない限り、平滑(非組織化)Corning 7500、ガラス、Nipアルミニウム、酸化(111)Si基体が、すべての膜を調製するために使用された。基体を、アセトン、2-プロパノールおよび脱イオン水の3つの分かれた超音波浴のそれぞれで、2回洗浄した。

CoCoPtターゲットは、結合Ptチップを有するCoCr合金ターゲットであり、CrMnターゲットは、結合Mnチップを有する純Crターゲットだった。Crターゲットは、99%純だった。CoCrPt膜を、-100V基体バイアスでスパッターし、Co合金膜の誘導カップリングプラズマ(ICP)分析は、78.5%Coおよび12.5%Ptの組成物を示した。すべての他の膜を、基体バイアスなしでスパッターした。基体加熱は、基体が位置するプラットホーム

ムを加熱することにより適用された。付着は、基体およびプラットホームの温度が約60分以内で平衡に達した後に、なされた。

典型的な付着速度は、CoCrPtが13.3nm/分;Crが13nm/分;CrMnが10nm/分;MgOが4nm/分だった。Tencor Alpha Step Profilometerを使用して膜厚を測定し、薄膜付着速度を測定した。膜の微細構造は、伝送電子鏡検法(TEM)、原子力鏡検法(AEM)、およびCu $K\alpha$ 照射での対称X線回折測定 $\theta-2\theta$ スキャンにより研究した。TEM試験片を、機械的ラッピング、ディンプリング、ついでイオン混練により調製した。薄膜の平面内嵩磁気特性を、試料磁気測定器を振動させて(

VSM)、9 mm x 9 mmの正方形の試験片上で測定した。磁化を飽和させるに十分大きい10 KOeまでの磁場を、薄膜内に当てた。

結合Mnチップを有する純Crターゲットを使用して、CrMn膜をスパッター付着させた。ICP分光分析法により測定したCrMn薄膜の組成は、TEMを用いて22%Mnとわかった。基体上のスパッターCrMn膜のX線回折 $\theta - 2\theta$ スキャンは、それが純Cr膜とほとんど同じ格子定数を有することを示した。図3は、約4ミクロン厚さのCrMn膜のX線 $\theta - 2\theta$ スキャンを示す。図3のX線スキャンから計算した格子定数は、約0.288 nmで、基本的に純Cr (0.2884 nm)の格子定数と同等である。

別の一連の試験において、CrおよびCrMn下層上のCoCrPtの薄膜が、室温(RT)で基体上に付着された。X線回折測定研究が実施され、それによりCrおよびCrMn下層に付着されたCoCrPt膜の薄膜集合組織には、実質的になんら相違がないことが示された。膜の平面内磁気特性を、比較した。図4に示されるように、CoCrPt/CrMn膜は、VSMを用いて測定して、実験誤差内で全膜厚についてCoCrPt/Cr膜に等しい保磁力値を有していた。実験誤差内で、SおよびM_rなどの他のVSM測定特性の相違も、無視し得るものだった。

追加実験が実施され、そこではCrもしくはCrMn下層を有するCoCrPt膜が、スパッタリング前に250℃に予熱された基体にスパッター付着された。図5は、固定厚(40 nm) CoCrPt膜の下層厚に対する平面内保磁力

H_cのプロットである。種々の厚さのCrMnおよびCr下層上の40 nm厚CoCrPt膜の平面内磁気特性は、表1および2にそれぞれ示され、そこではtは、磁気層の厚さである。

表1

CrMn厚さ	H_c , Oe	M_r/M_s	S^*	$M_r t \text{ memu/cm}^2$
100 nm	4315	0.90	0.90	0.87
75 nm	4258	0.85	0.88	0.84
50 nm	4280	0.87	0.89	0.88
20 nm	3913	0.89	0.89	0.95
10 nm	3808	0.91	0.89	0.97
5 nm	3782	0.87	0.89	1.06
3 nm	3695	0.88	0.89	1.06
0 nm	865	0.84	0.92	1.26

表2

Cr厚さ	H_c , Oe	M_r/M_s	S^*	$M_r t \text{ memu/cm}^2$
100 nm	2961	0.85	0.77	0.93
75 nm	2792	0.82	0.78	0.82
50 nm	3202	0.85	0.82	0.91
20 nm	2953	0.83	0.85	0.99
10 nm	2925	0.84	0.86	1.03
5 nm	3162	0.87	0.88	1.05
3 nm	3092	0.86	0.88	1.11
0 nm	865	0.84	0.92	1.26

CoCrPt/CrMn膜の保磁力は、すべてCoCrPt/Cr膜のそれよりも高く、下層厚さが増加すると、差が増加する。4280 Oeの保磁力を、50 nm厚CrMn下層上のCoCrPtについて測定したが、それは類似のCoCrPt/Cr膜について測定した3202 Oeよりも実質的に高い。たった3 nm厚さのCrMn下層が、CoCrPtがCr下層で得られた最高値よりも高い3690 Oeの保磁力に達するのに必要である。一般に高い H_c 値の他に、やや高い S^* および M_r/M_s 値ならびに低い $M_r t$ 値は、CoCrPt/Cr

膜よりもCoCrPt/CrMn膜に観察される。

表1および2から選ばれる2、3の膜の結晶集合組織を比較した。図6および7は、10、20、50および100 nmのCrおよびCrMn下層上の40 nmのCoCrPt膜のX線回折スキャンを示す。基体加熱は、膜が増粘すると、

CrおよびCrMn膜の両方に(002)集合組織を誘発し、それが今度は、(1120)CoCrPt集合組織のエピタキシャル成長を誘発する。CrMn下層上のCoCrPt膜の高保磁力は、ある程度、膜の強い(1120)集合組織に起因する。しかし、図7における薄いCrMn下層上のCoCrPt膜は、強い(1120)ピークを有さないが、CoCrPt/Cr膜よりも有意に高い保磁力を有する。

CrMn膜に強い(002)集合組織を得るもう1つの方法は、MgO種層を用いることによる。CoCrPt(40nm)/CrMn(100nm)膜を、室温で、故意の加熱なしで、ガラス基体上の12nm厚さのMgO種層の上に付着させ、強い(002)集合組織化CrMn下層がCoCrPt膜の保磁力を高めるか調べた。図8は、ガラス基体上のCoCrPt(40nm)/CrMn(100nm)/MgO(12nm)膜のX線回折スキャン、および該当する保磁力を示す。図8に見られるように、強い(1120)CoCrPtピークが250℃で付着させた匹敵する膜のように観察されなかったが、はるかに強い(002)集合組織化CrMn下層が、種層を用いて得られた。

膜の保磁力2884 Oeは、室温で付着させたCrMnもしくはCr下層の保磁力よりも実質的に大きい。CoCrPt/CrMn/MgO膜は強い(002)集合組織を有したが、膜の保磁力は、種層なしで、250℃で予熱された基体に付着されたCoCrPt/CrMn膜のすべてよりも小さかった。磁気特性における相対的向上は、CrMn合金下層が使用されるときは、集合組織および温度の両方が、高保磁力および他の磁気特性を有する膜を製造するために別々に制御できる重要な変数であることを示す。

CrMnおよびCr下層を有する膜の磁気特性に対する中間層の影響を調べるために、追加の試験が実施された。膜を、CrおよびCrMnの薄い(2.5nm)層を、基体を250℃で予熱して、磁気層とCoCrPt/CrMnおよびCoCrPt/Crそれぞれとの間に挿入して製造した。表3に示されるように、CoCrPt/CrMn膜の保磁力は、Cr層の挿入のために4315 Oeから3899 Oeに減少し、他方CoCrPt/Cr膜の保磁力は、CrM

n層の挿入のために2961 Oeから3393 Oeに高められた。

表3

平面内磁気特性	CrMn下層		Cr下層	
	Cr中間層なし	Cr中間層	CrMn中間層	CrMn中間層なし
H_c , Oe	4315	3899	3393	2961
M_r/M_s	0.90	0.86	0.86	0.85
S^*	0.90	0.88	0.82	0.77
$M_r t$, memu/ cm^2	0.87	0.92	1.02	0.93

磁気層とCrMn下層との間へのCr中間層の導入は、CrMn下層だけの膜に比べて、保磁力に増大をもたらした。しかし、CrMn下層およびCr中間層を有する膜は、下層としてCrのみを使用する膜よりも実質的に高い保磁力を有していた。これに対し、Cr下層とともに中間層としてのCrMnの使用は、Cr下層のみ有する膜に比べて、保磁力を増大させた。これらの結果から、Mn含有層は、下層、中間層、および、造り出される特別な膜および膜の所望の磁気特性により、たぶん内層もしくは保護被膜として、有効に配備できることが理解されよう。

付着されたCrおよびCrMn中間層が薄かったので、CoCrPt/CrMnおよびCoCrPt/Cr膜の結晶構造および格予定数は、中間層によりかなり変えるべきではなかった。したがって、媒体における磁気特性変化は、実質的に磁気層と接触している界面層の組成の変化にもっとも起因すると思われる。さらに、同じ膜が、異なる温度で付着されると、膜の集合組織には実質的な変化はないようだが、異なる磁気特性を示すことが上で注目された。磁気特性における観察された変化は、膜における元素の内層拡散が、磁気層界面で起こっていることを示す。これに関し、当業者は、非常に薄い非Mn含有層が、Mn含有層と磁

気層との間に配置されて拡散調節バリヤー層として働き、Mn含有層からのMnの磁気層粒界への拡散速度を限定および制御することを認めるだろう。

図2eは、CoとMnとの間の二元状態図を示す。HCP CoMn (ϵ -C

o) の相対的に小さな領域、およびMn含量に関するHCP CoMnとFCC CoMn (α -Co) との間の相境界の負のスロープは、温度およびMn濃度が増大すると、拡散Mnの大きな画分が、エピタキシアル成長HCP Co合金粒子の粒界に留まることを欲するという概念を支持する。

一般に、層間拡散は、高温および少拡散長で増大し、低温および大拡散長で減少する。磁気特性における変化は、実質的にCoCrPt層と接触している層からのMnが、粒界もしくはCo合金層の粒子に拡散していることを暗示する。磁気層へのMn拡散は、膜の保磁力における増大を生じるCo合金粒子をさらに分離する働きをし得る。これに対し、現在まで観察された変化は、下層から磁気層へのCrの層間拡散が、膜の磁気特性を強く制御しているとは暗示していない。

上記結果に基づいて、磁気特性における類似の改善が、Mnが直接磁気層に取り込まれても生み出されるものか調べるために、試験が実施された。膜を、約5%のMnを含むCoCrPt磁気下層をCr下層にスパッター付着させることにより、製造した。スパッタリングは、MnチップをCoCrPtターゲットに添加することにより、実施した。結果として得られる膜の保磁力は、加熱(250℃)平滑ガラス基体の上にスパッターされたCoCrPtMn/Cr膜については、約50%減少し、他方保磁力は、未加熱ガラス基体の上に付着された膜については、約15%落ちた。

CoCrPtMn/Cr膜とCoCrPt/CrMn膜との間の相違は、2つの膜におけるMnの変化する分布ゆえに予想されるだろう。例えば、Mnは、2%MnのCrMn層からCoCrPt層へよりも、5%MnのCoCrPtMn層からCr層への拡散のときに、実質的に異なる拡散特性を有しているように思われる。膜におけるMnの相対的立体分布が異なるので、結果として得られる膜の磁気特性は、異なると予想される。Mnの層間拡散が、磁気層における粒子をさらに分離し、かつ整列させる働きをする層の界面構造に均質化効果を与えていることもあり得る。

予熱基体にスパッターされたCrMnおよびCr膜の微細構造を、TEMを用いて比較した。図8および9は、250℃で予熱した平滑ガラス基体上にそれぞれ

れ付着させた100nm厚さのCrおよびCrMn膜のTEM鮮明場顕微鏡写真である。膜は両方とも、約50nmよりも大きい類似平均サイズを有する粒子を示す。CrMn膜は、Cr膜よりもやや明確な結晶粒を有する。

CoCrTa合金も、普通磁気媒体に使用される。したがって、Mn含有層のCo合金への一般的な適用性を評価するために、追加試験が実施された。CrMn下層上の一連のCoCr₁₂Ta₂膜を、研究した。前記CoCrPt膜からの経験により、全CoCrTa/CrMn膜を、250℃で予熱した基体上にスパッター付着させた。図11は、種々の厚さのCoCrTa膜の、固定厚さ(20nm)のCrおよびCrMn下層への平面内保磁力のプロットを示す。CoCrPt/CrMn膜における場合と類似のH_cの改善が、少ない程度ではあるが、観察された。CrMn下層上のCoCrTa膜の保磁力は、Cr下層上のCoCrTa膜のそれよりも常に高かった。最大の保磁力の改善が、CrMn下層上の約10nm厚さのCoCrTa磁気層で観察された。図12は、予熱した平滑ガラス基体上にスパッター付着させた種々の厚さのCrおよびCrMn下層上の15nm厚さCoCrTa膜を比較している。再び、高保磁力が、Cr下層を有する膜よりもCrMn下層を有する膜に発見された。保磁力の改善は、下層厚さが増大すると、増大する。例えば、CoCrTa(40nm)/CrMn(20nm)膜の保磁力は、類似のCoCrTa/Cr膜のそれより約700 Oe高い。

CrMn下層のMn含量も変化させて、その組成的効果を調べた。Crターゲット上のMnチップを調整して、CrMn-11と表示される、約11%Mnの概算組成を有するスパッター膜を製造した。一連のCoCrPt/CrMn-11膜を、250℃に予熱した平滑ガラス基体上に付着させた。CoCrPt膜保磁力対CrMn-11下層厚さを、Cr下層上の類似の膜と比較して図13にプロットする。CrMn-11下層を有する膜は、すべてCr下層を有する膜よりも高い保磁力を有していることがわかった。下層の厚さが10nmよりも高いと、CoCrPt/CrMn-11膜の保磁力は、CoCrPt/Cr膜のそれより500 Oe高い。膜の保磁力における増大は、約22%Mnを有するC

CoCrPt/CrMn膜よりも、CoCrPt/CrMn-11膜の方が少ない。

CrMn-28と表示される、約28%Mn含量を有する別のスパッター付着CrMn膜を調製した。CrMn-28下層を有するすべての膜が、相当するCoCrPt/Cr、CoCrPt/CrMnおよびCoCrPt/CrMn-11膜よりも低い保磁力を示した。250℃に予熱した平滑ガラス基体上に付着させたCoCrPt(40nm)/CrMn-28(50nm)膜の保磁力は、2650 Oeとわかったが、それは類似のCoCrPt/CrMn膜(4280 Oeの保磁力を有する)のそれより38%低い。ガラス基体上の厚いCrMn-28膜のX線回折 $\theta-2\theta$ スキャンは、 $2\theta=39.18^\circ$ で生じる超ピークを示した。単一の回折ピークは、相を完全に同定するに十分な情報を提供できないが、このピークは、状態図に基づく体心正方晶 α'' 相の(002)回折ピークであり得る。この第二相の外観は、Co合金のエピタキシーを低下させるように見える。

当業者は、多くの改良および変形が、本発明の範囲から逸脱することなしで、本発明の方法および装置の具体的な態様に対してなされ得ることを理解されよう。そのような改良および変形は、前記明細書および下記特許請求の範囲に包含されることが意図されている。

【図 1】

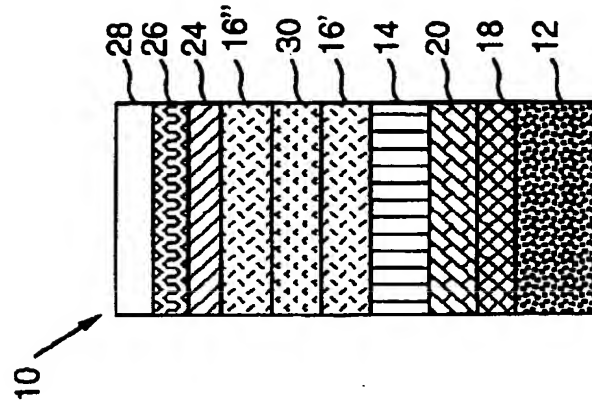


FIG. 1c

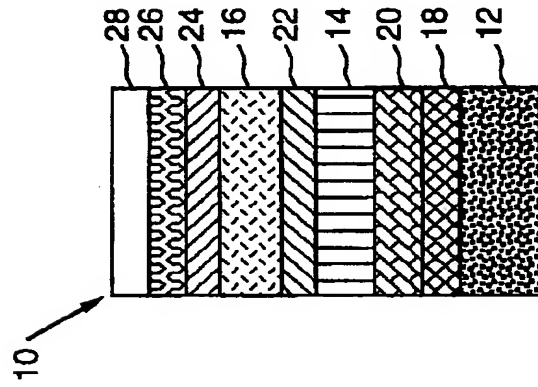


FIG. 1b

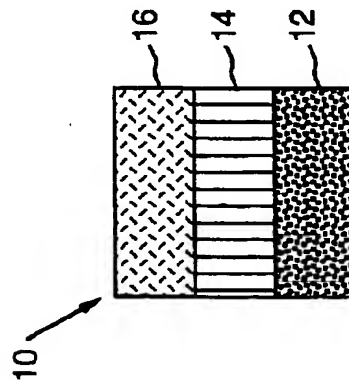


FIG. 1a

【図2】

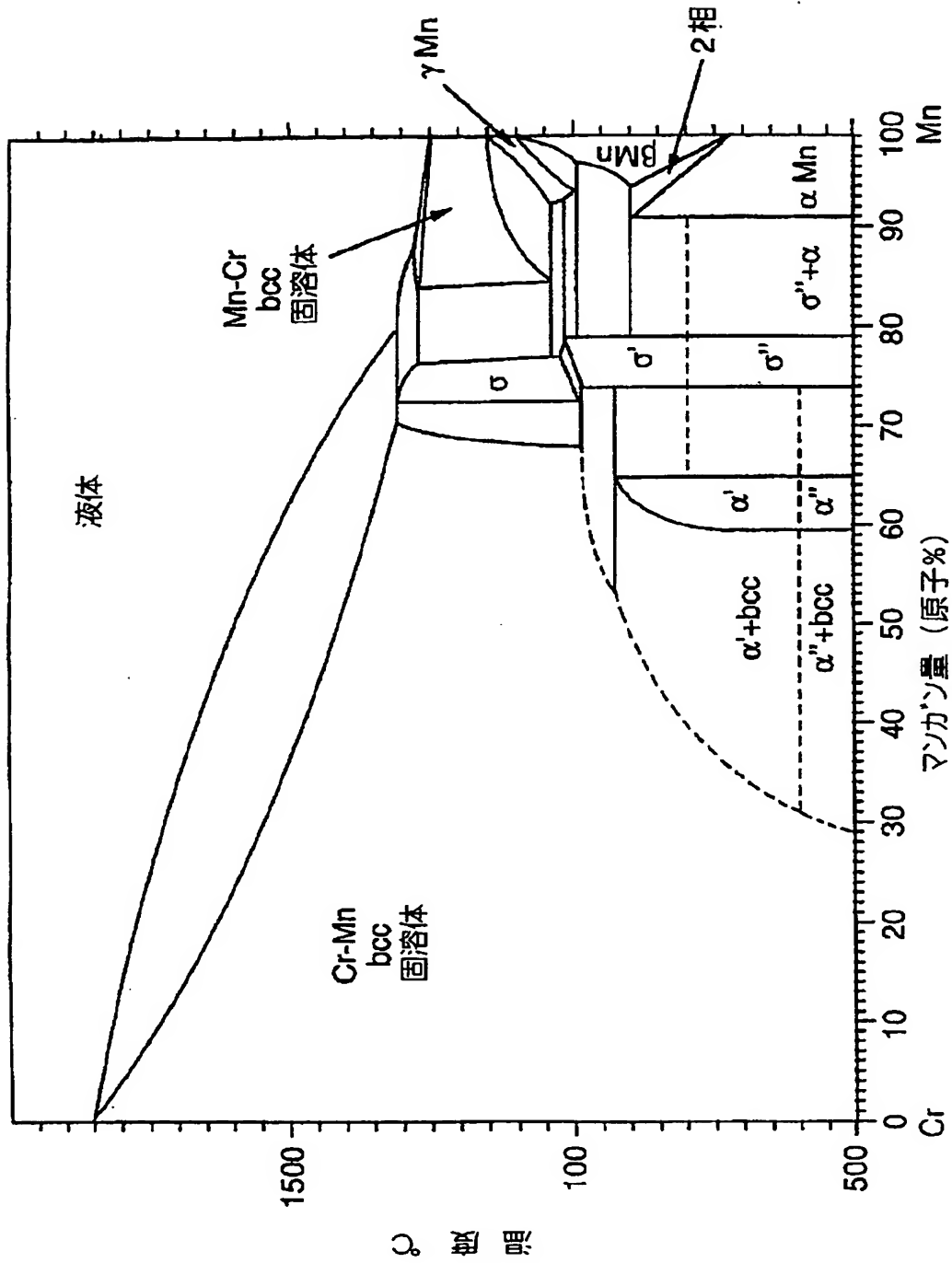


FIG. 2a

【図2】

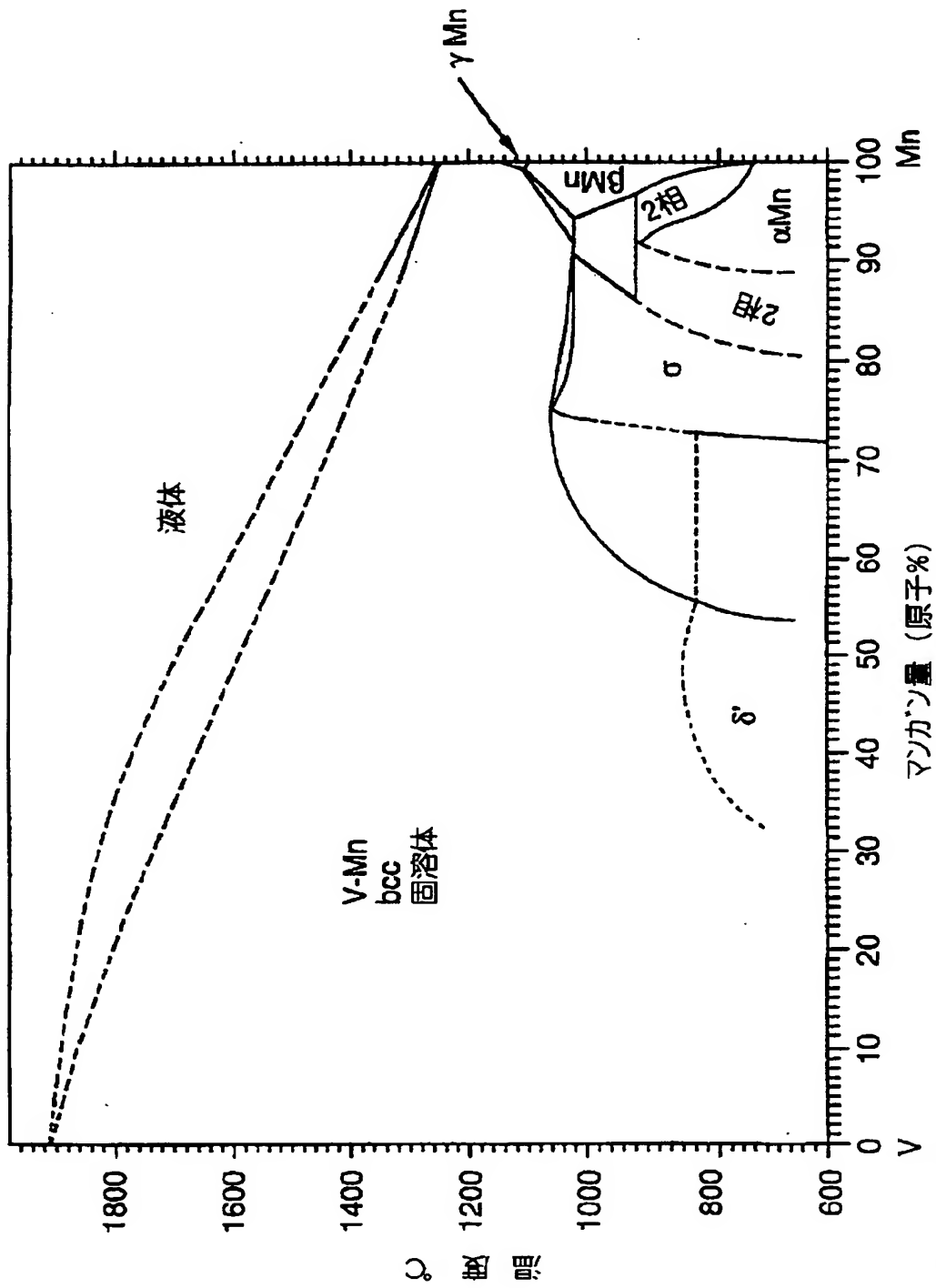


FIG. 2b

【図2】

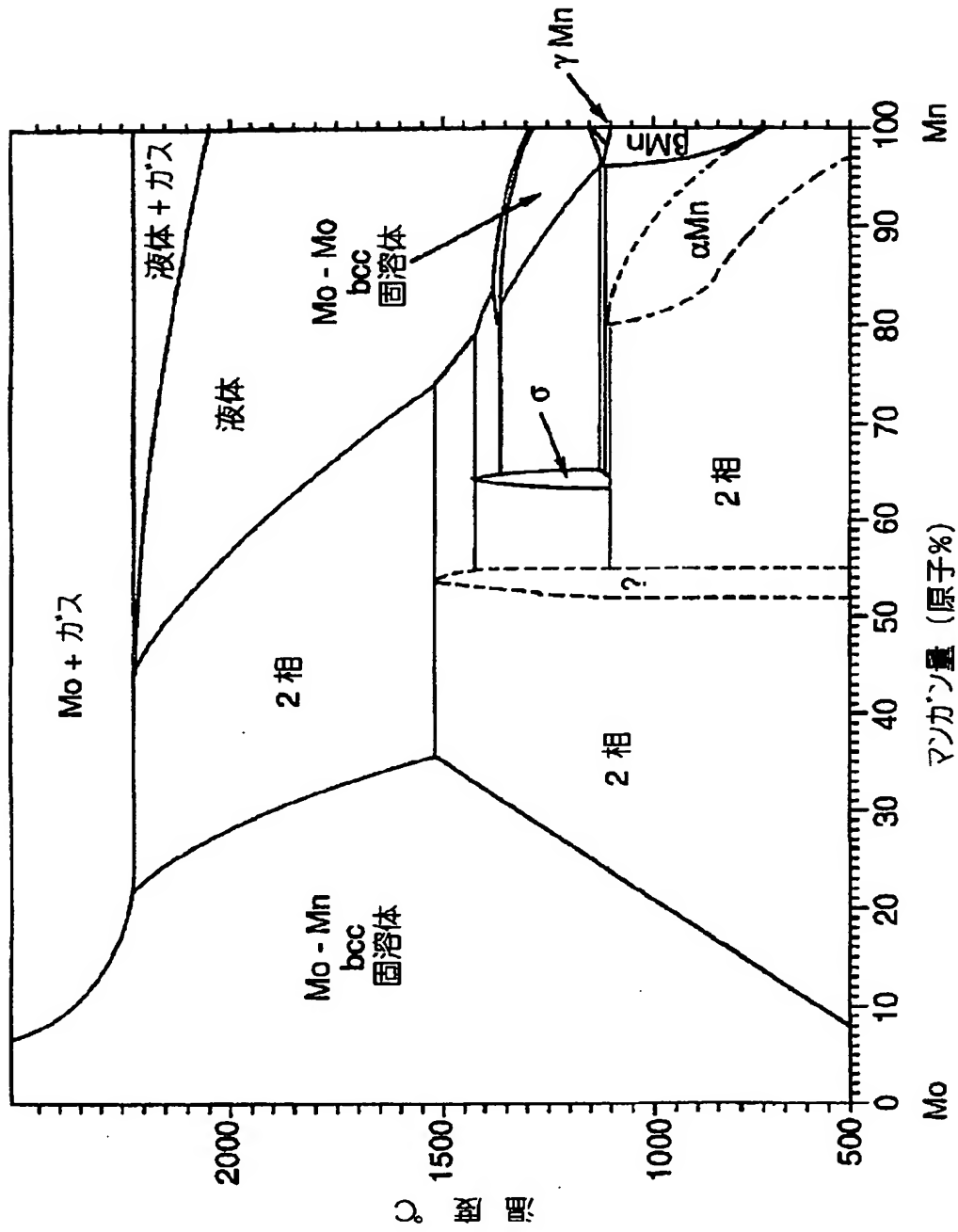


FIG. 2c

【図2】

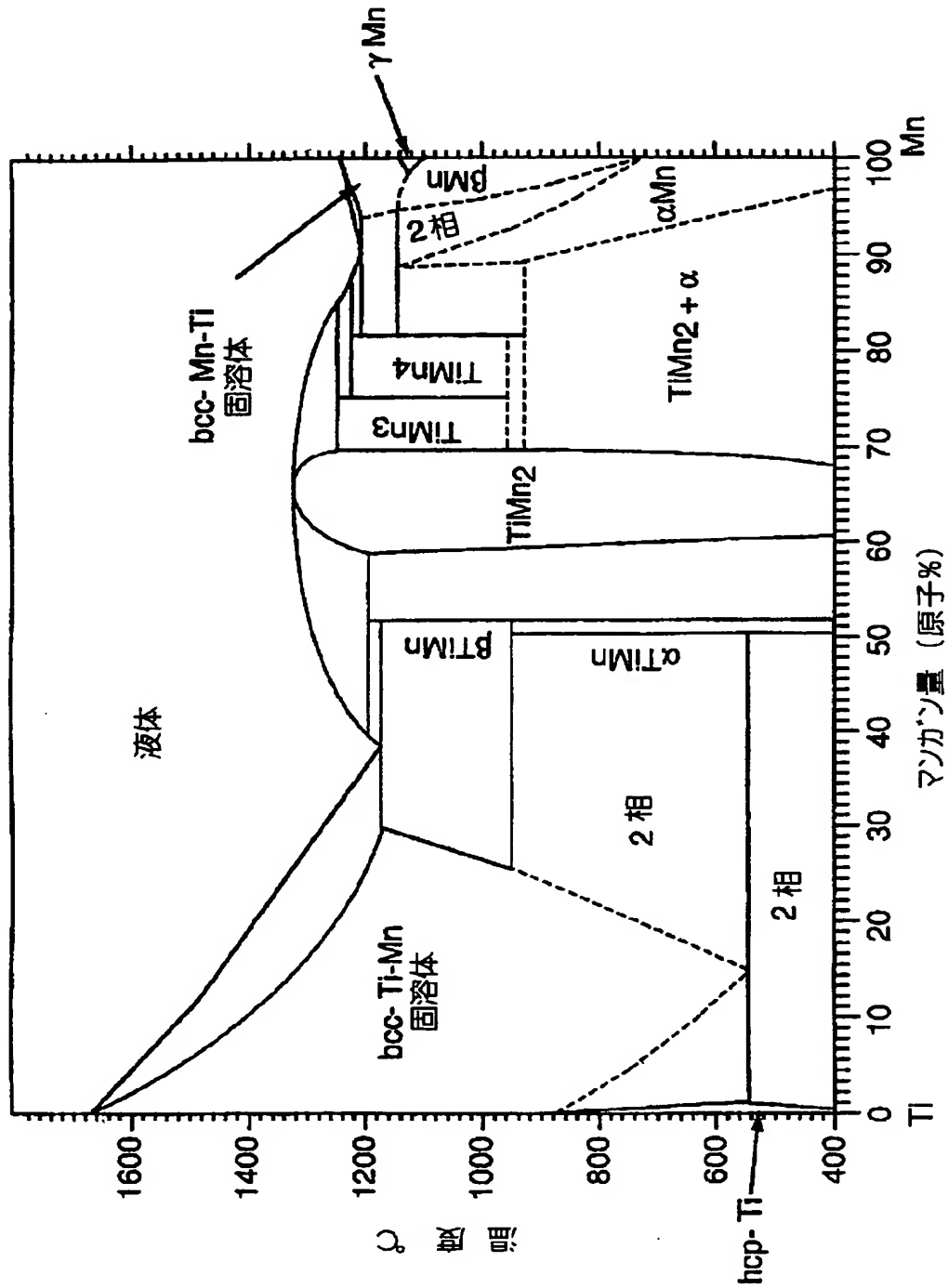
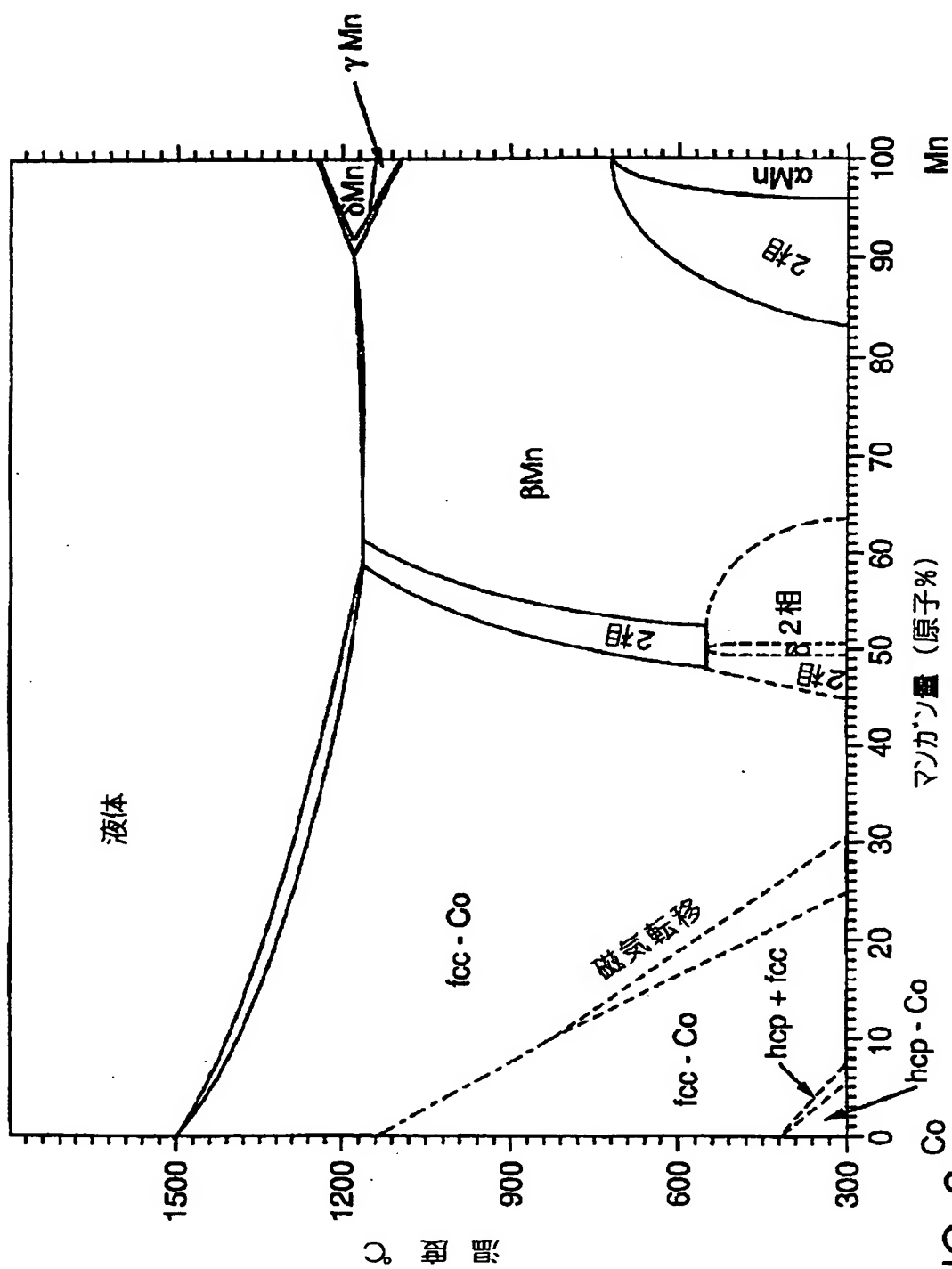


FIG. 2d

FIG. 2e



【図3】

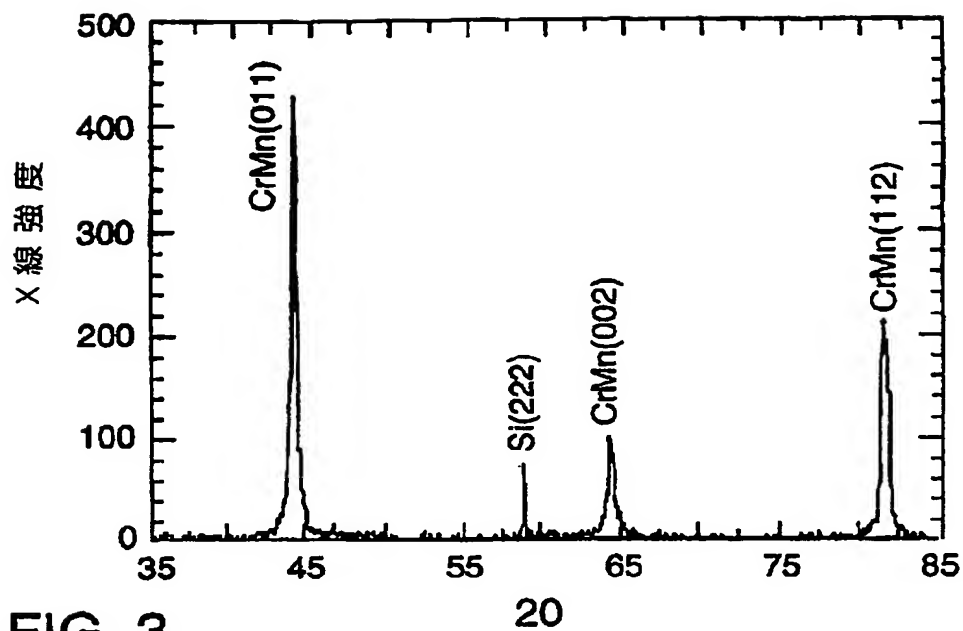


FIG. 3

【図4】

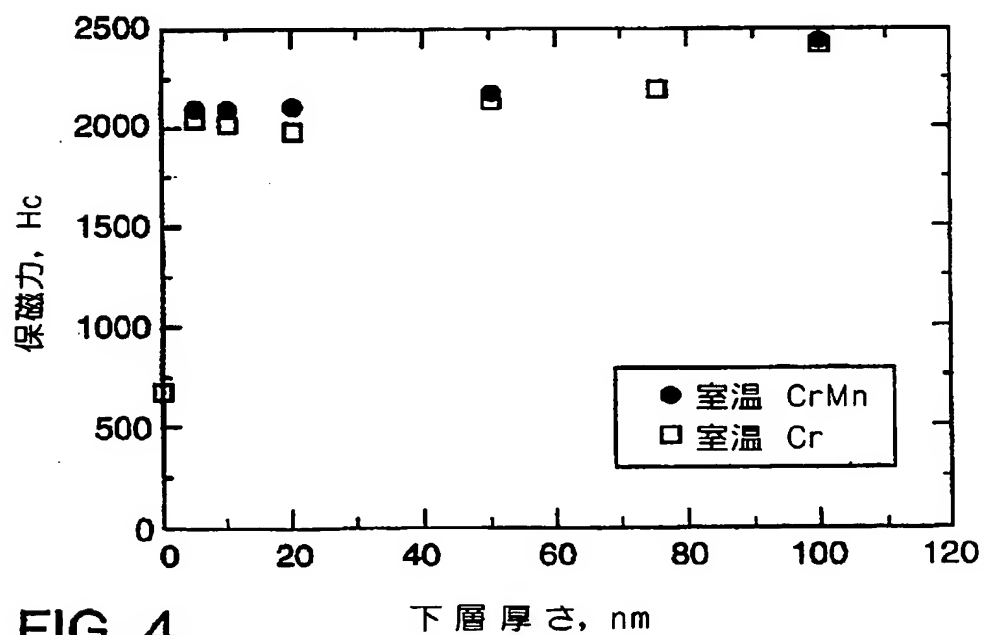


FIG. 4

【図5】

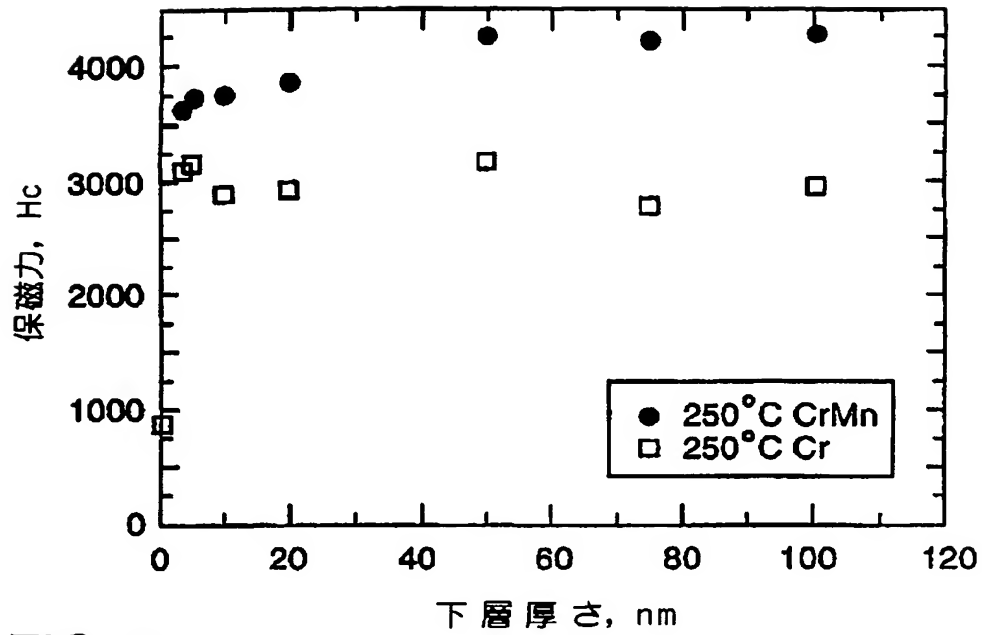


FIG. 5

【図6】

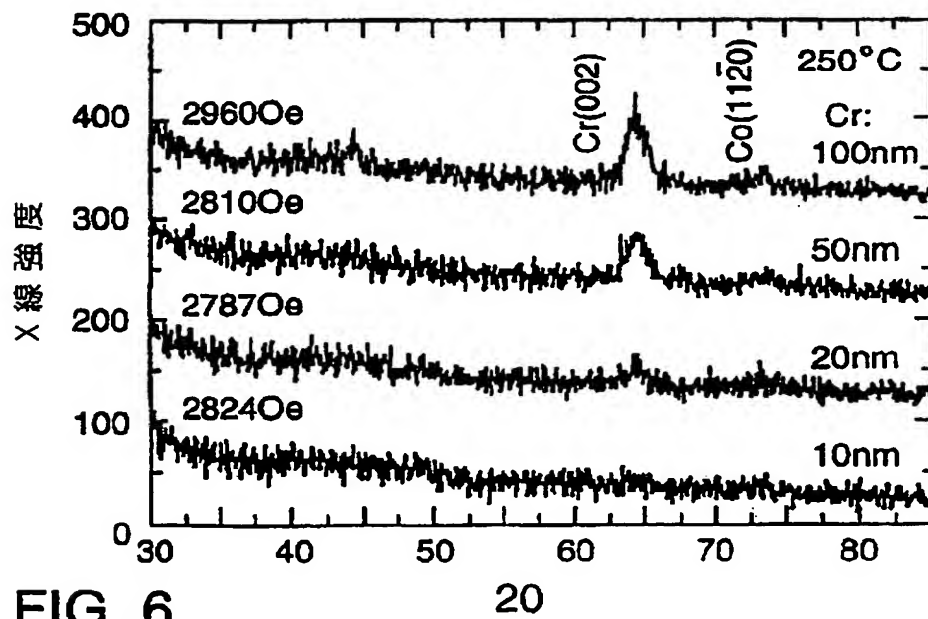


FIG. 6

【図7】

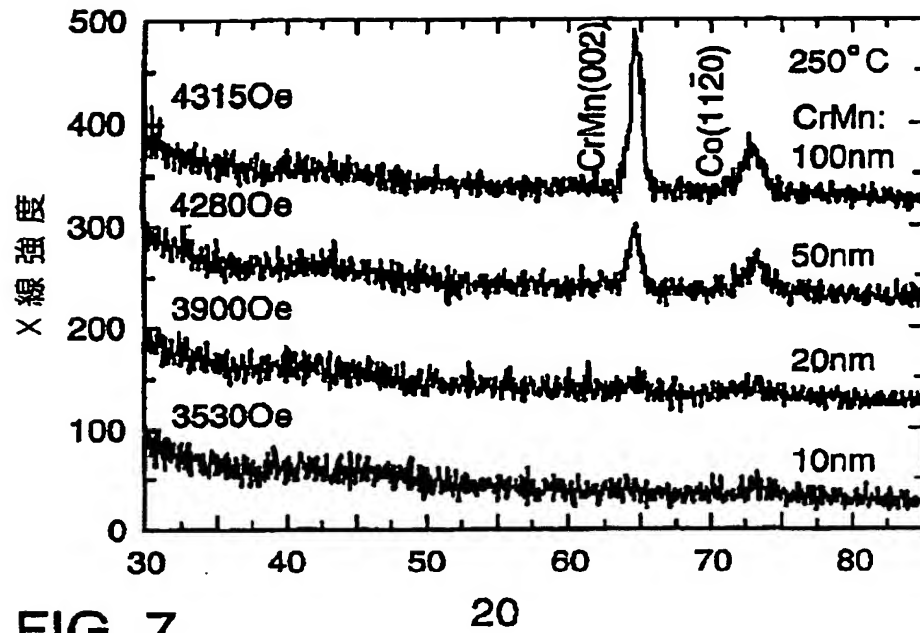


FIG. 7

【図8】

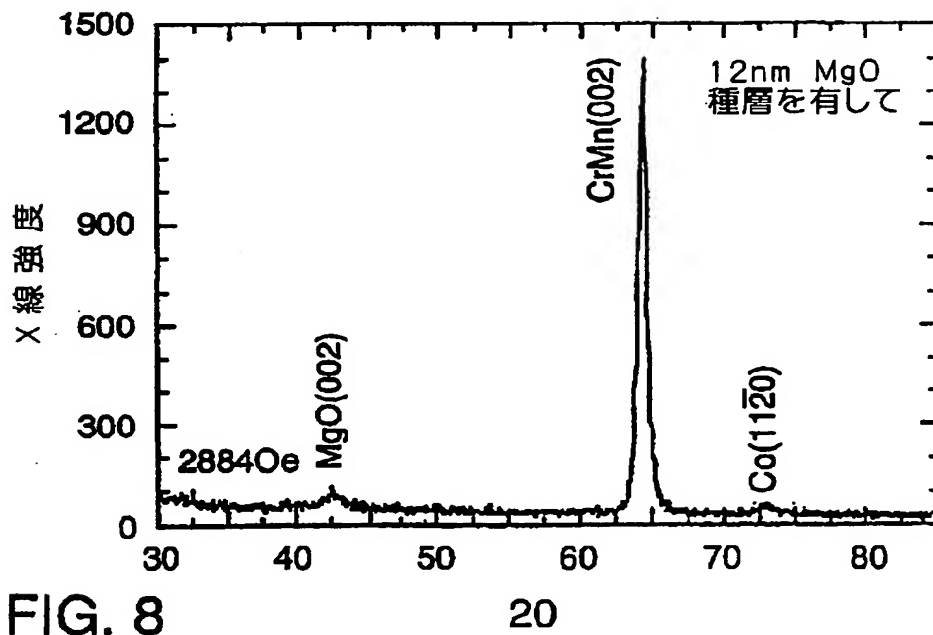


FIG. 8

【図9】

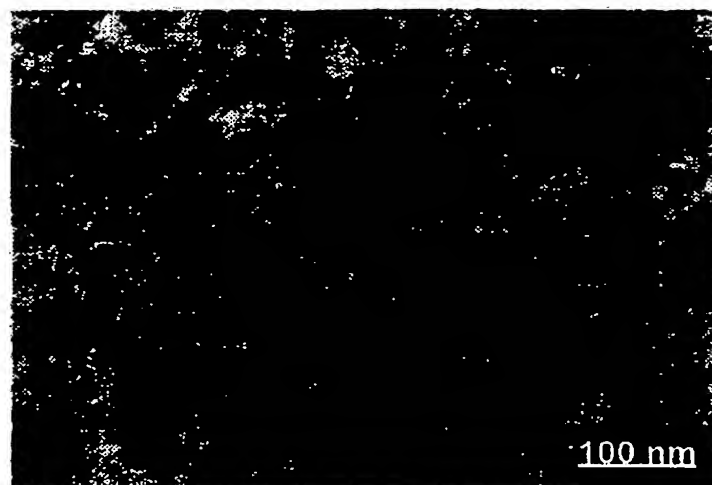


FIG. 9

【図10】

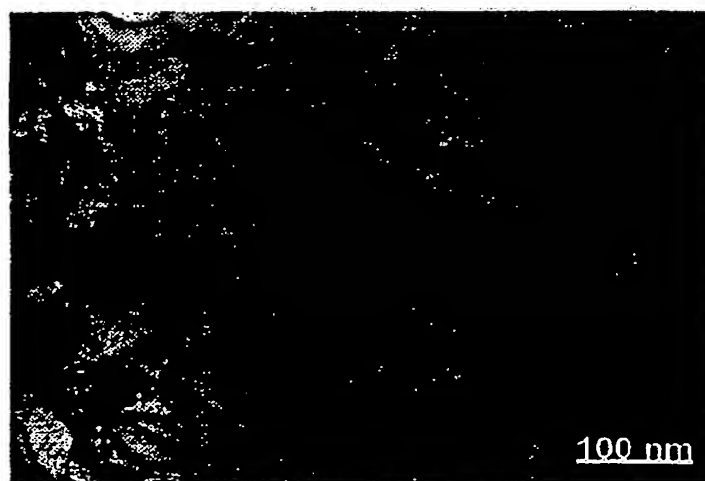


FIG. 10

【図11】

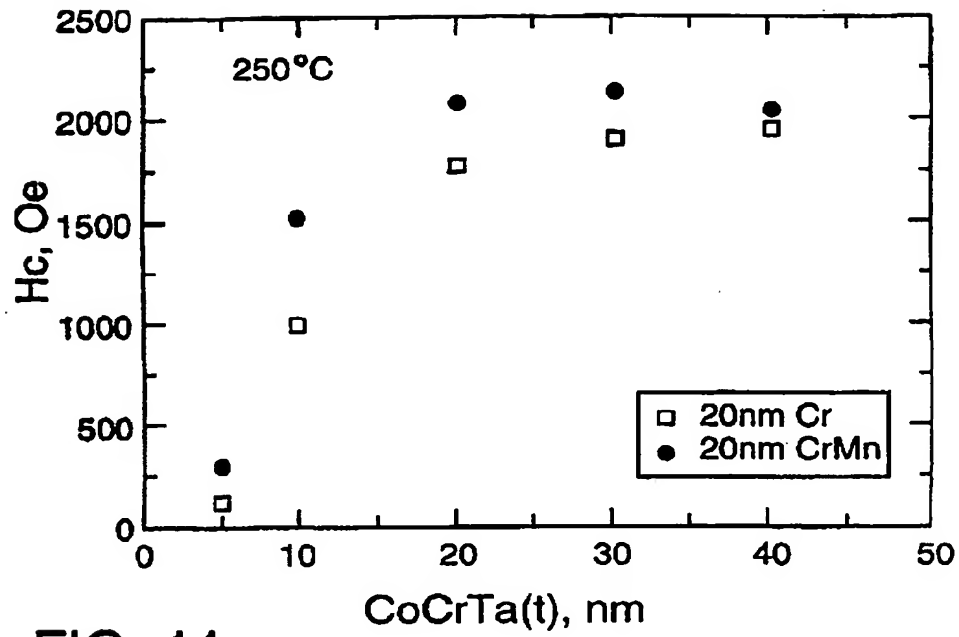


FIG. 11

【図12】

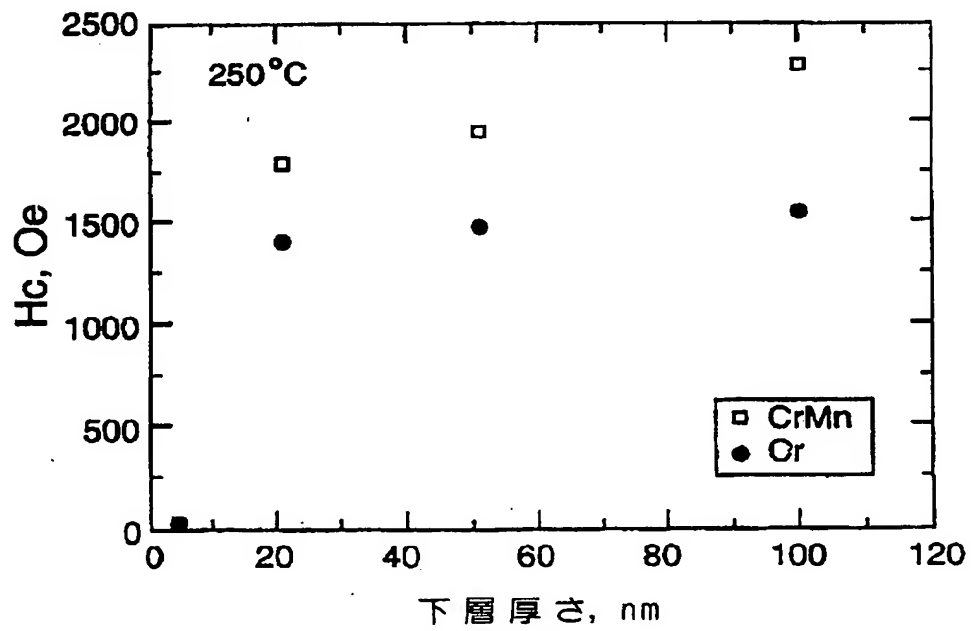


FIG. 12

【図13】

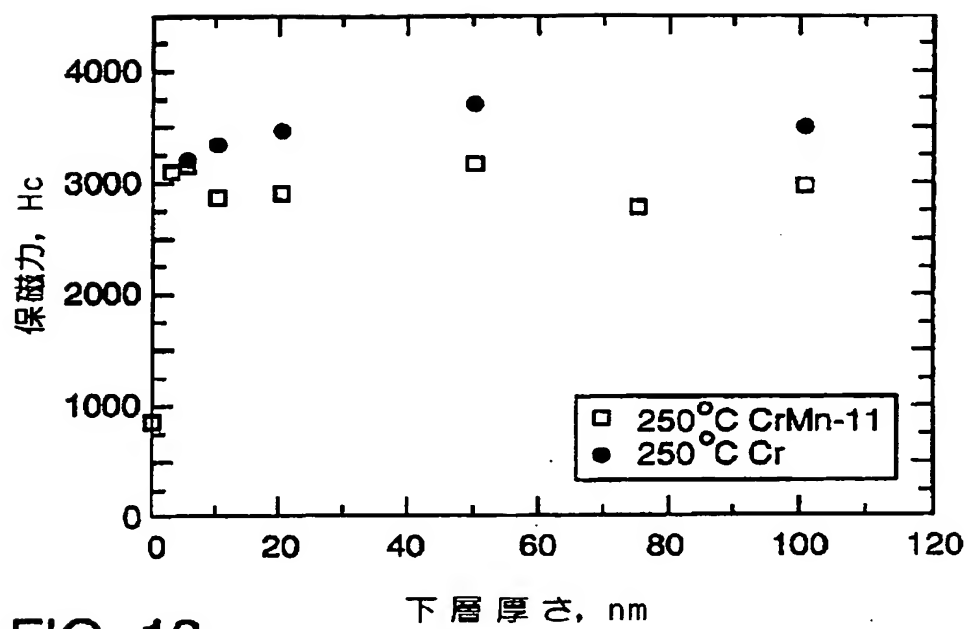


FIG. 13

【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER IPC 6 G11B5/64		International Application No. PCT/US 98/07984
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) IPC 6 G11B		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	EP 0 704 839 A (UNIV CARNEGIE MELLON) 3 April 1996 see column 2, line 43 - line 56 see page 3, paragraph 4 see column 5, line 18 - line 48	1, 2, 13, 16, 18, 25 3-12, 14, 15, 19-24, 26-45
X A	US 5 118 564 A (SHINOHARA TADASHI ET AL) 2 June 1992 see column 2, line 20 - line 36 see column 5, line 36 - column 6, line 4 see claims 1, 2	1, 2, 25 26, 33
-/-		
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of box C.		
<input checked="" type="checkbox"/> Patent family members are listed in annex.		
* Special categories of cited documents : "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier document but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another claim or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art. "A" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 2 September 1998		Date of mailing of the international search report 11/09/1998
Name and mailing address of the ISA European Patent Office, P.O. Box 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nt, Fax: (+31-70) 340-3018		Authorized officer Klocke, S

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Int'l Application No. PCT/US 98/07984	
C. (Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT	
Category	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages
	Relevant to claim No.
A	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 012, no. 002 (P-652), 7 January 1988 & JP 62 164205 A (HITACHI METALS LTD), 20 July 1987 see abstract ---
A	DE 22 50 460 A (IBM DEUTSCHLAND) 18 April 1974 see claims 1,5 -----

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International Application No.

PCT/US 98/07984

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
EP 0704839 A	03-04-1996	US 5693426 A SG 33522 A	02-12-1997 18-10-1996
US 5118564 A	02-06-1992	JP 2513893 B JP 3049020 A	03-07-1996 01-03-1991
DE 2250460 A	18-04-1974	GB 1439869 A JP 1000596 C JP 49074912 A JP 54033523 B	16-06-1976 30-05-1980 19-07-1974 22-10-1979

フロントページの続き

(72)発明者 ローリン, デーヴィッド・イー
アメリカ合衆国ペンシルバニア州15235—
2737, ピッツバーグ, マクネイリー・ブル
ヴァード 2357

【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第6部門第4区分

【発行日】平成17年11月24日(2005.11.24)

【公表番号】特表2001-522504(P2001-522504A)

【公表日】平成13年11月13日(2001.11.13)

【出願番号】特願平10-546261

【国際特許分類第7版】

G 1 1 B 5/738

G 1 1 B 5/64

G 1 1 B 5/851

【F I】

G 1 1 B 5/738

G 1 1 B 5/64

G 1 1 B 5/851

【手続補正書】

【提出日】平成17年4月6日(2005.4.6)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】補正の内容のとおり

【補正方法】変更

【補正の内容】

手 続 補 正 書

平成17年 4月 6日

特許庁長官 殿



1. 事件の表示

平成10年 特許願 第546261号

2. 補正をする者

名 称 カーネギー・メロン・ユニバーシティ



3. 代 理 人

住 所 東京都千代田区大手町二丁目2番1号 新大手町ビル206区
ユアサハラ法律特許事務所

電 話 3270-6641~6

氏 名 (8970) 弁理士 社 本 一 夫



住 所 同 所

担当者 氏 名 (9201) 弁理士 桜 井 周 矩



4. 補正対象書類名

請求の範囲

明細書

5. 補正対象項目名

請求の範囲

明細書全文

6. 補正の内容

別紙の通り



(別紙)

明細書

磁気記録媒体用マンガン含有層

発明の背景

本発明は、一般に磁気記録媒体および媒体を取り込む装置に関し、より具体的には、磁気記録媒体の形成において、コバルトもしくはコバルト合金系磁気層とともに使用するマンガン(Mn)含有層に関する。

高貯蔵能力、低ノイズおよび低コストの磁気記録媒体に対する需要は、ますます増加している。この需要に合わせて、記録媒体関連ノイズを低下させながら実質的に増大した貯蔵能力を有する、増大した記録密度およびさらに明確な結晶粒構造を有する記録媒体が開発されてきた。しかし、過去20年間におけるパーソナルコンピュータの繁栄と結びついた記録密度の急速な増大は、単により低ノイズおよびコストのより高い貯蔵能力の記録媒体に対する需要をあとおり立てる役目を果たしたにすぎない。

磁気ディスクおよびディスクドライブは、普通莫大な量の貯蔵された情報へのす早い接近を提供するために使用される。フレキシブル(フロッピー)および剛性(ハード)ディスクの両方が、入手可能である。データは、ディスク上の分割した円形トラック中の磁気ビットに貯蔵される。ディスクドライブは、典型的に中央軸上で回転する1つ以上のディスクを用いる。磁気ヘッドもしくはスライダーが、貯蔵された情報に接近もしくは追加のためにディスク表面に配置される。ディスクドライブ用ヘッドが、ヘッドを種々のトラックおよびセグメント上のディスクに非常に接近して運ぶ可動腕の上に搭載される。

典型的な薄膜ディスクの構造は、多層式で、下層に覆われるベースでの基体、磁気層および、任意に、上面の上層を含む。上層を、保護被膜および有機潤滑剤でコートしてもよい。

磁気層は、磁気ビットが記録される本体である。非磁性基体上に付着されるクロムもしくはクロム合金系下層を有するコバルトもしくはコバルト合金系磁気膜を含んでなる記録媒体は、工業標準になっている。

保磁力(H_c)、残留磁化(M_r)および保磁角形性(S^*)などの磁気特性は、

C o合金薄膜の記録性能に重要である。磁気特性は、主に固定組成物の膜の微細構造にかかっている。薄膜縦磁気記録媒体に関しては、C oおよびC o合金の所望の結晶構造もしくは集合組織は、一軸結晶性異方性および膜の平面(すなわち、平面内)で優勢であるc軸に沿った磁化容易方向を有する最密六方晶(H C P)である。普通、平面内c軸結晶集合組織が良好であるほど、縦方向記録に使用されるC o合金薄膜の保磁力は高い。高い保磁力は、高い角形比を達成するために必要である。同様に、垂直磁気記録媒体に関して、C o合金の所望の結晶構造は、一軸異方性および膜平面に垂直な結晶c軸を有する最密六方晶(H C P)である。非常に小さな結晶粒の保磁力は、結晶粒の大きさが増大するのに伴って増加する。しかし、大きな粒子は、大きなノイズを生じる。大きな粒子に関連するノイズの増大なしで、高い保磁力を達成する必要がある。低ノイズ磁気媒体を達成するためには、C o合金薄膜は、近隣の粒子と磁氣的に絶縁され得る粒界を有する均一の小さな結晶粒を有するべきである。この種の微細構造および結晶集合組織は、普通付着工程を操作するか、基体表面に溝をつけるか、コバルト合金組成物を変化させるか、もしくは下層の適宜の使用により達成される。

純コバルトに対してコバルト系合金は、普通種々の理由で縦および垂直磁気媒体に使用される。例えば、C rなどの非磁性元素が、普通磁化を低下させるために磁性膜中にバルクドーパされる。これは、磁化が媒体膜平面に垂直に配向されるために、合金の磁気モーメントと関連する減磁エネルギーがマグネト-結晶性異方性エネルギーよりも小さくしなければならない垂直媒体において特に重要である。同じ技術が束転移減磁エネルギーを低下させるために縦磁気媒体で使用され、短い束転移長さ、したがって、高い記録密度を生じる。しかし、さらに重要なことは、コバルト粒子間の磁気交換カップリングを制限するために、非磁性元素がC o合金に導入されることである。膜成長中のC r、T a、P、BもしくはS iなどの元素の結晶粒のバルクから粒界への優先拡散が、結晶粒間の磁気交換カップリングを減少させることにより個々の粒子を絶縁させるのを助長すると信じられている。ついでこれは、かなり低い媒体ノイズを生じさせる。例えば、D e n g等は、少量のT aをC o C r合金に添加すると、粒界への増大したC r拡散を生じることを発見した。Y o u p i n g D e n g、D a v i d N. L a m b

eth、およびDavid E. Laughlinの“Structural Characteristics of Bias Sputtered CoCrTa/Cr Films”、IEEE Transactions on Magnetics、第29巻、第5号、1993年9月、3676～3678ページを参照。

下層は、結晶方位、結晶粒度、およびここで討議されたように、Co合金粒界での化学的偏析に大きな影響力がある。文献に報告された下層には、Cr、追加合金元素X (X=C、Mg、Al、Si、Ti、V、Co、Ni、Cu、Zr、Nb、Mo、La、Ce、Nd、Gd、Tb、Dy、Er、TaおよびW) を有するCr、Ti、W、Mo、NiP、ならびにNiAlおよびFeAlなどのB2規則格子構造が含まれる。日本抄録62-164205は、基体と磁気層との間にMn、Mo、またはVのベース層を使用することを記載している。多くの下層物質があるようだが、実際には、ほんの2、3のものが工業の要求に合うに十分な働きをするにすぎない。その中で、もっともよく使用され、もっとも成功をおさめる下層は、純Crである。米国特許第5118564号明細書は、純Crの下層を首尾よく使用することを記載していて、下層を形成するのにCr-Mo、Cr-V、およびCr-MnのようなCr合金を使用する可能性を示唆している。

高密度縦記録については、平面内配向は、これまで体心立方晶(BCC) Cr下層の上へのHCP Co合金薄膜の結晶粒から結晶粒へのエピタキシアル成長により達成されてきた。多結晶Co系合金薄膜は、そのc軸、[0002]軸で、膜平面に平行に、もしくは膜平面のc軸の大きな成分とともに付着される。BCC Cr下層が、これらの下層の上に付着されるHCP Co合金薄膜の結晶粒から結晶粒へのエピタキシアル成長を促進することが、K. Kono、B. WongおよびD. E. Laughlinによる“Crystallography of Co/Cr bilayer magnetic thin films”、Journal of Applied Physics 68(9)4734ページ(1990)に示されている。[0002]。軸を膜平面の下に、もしくは近くにもたらすCrとCoとの間のヘテロエピタキシアル関係は、 $(002)_{Cr} // (110)_{Co}$ 、 $(110)_{Cr} // (101)_{Co}$ 、 $(110)_{Cr} // (1$

$00)_{Co}$ および $(112)_{Cr} // (100)_{Co}$ である。異なる Co/Cr エピタキシャル関係は、異なる析出工程に効果がある。HCP構造の生成を促進する良好なBCC構造を得るためには、Cr下層が約50Åよりも厚くなければならない。

同様に、垂直高密度記録媒体を達成するためには、膜平面に関するCoのc軸の垂直配向は通常、 (0002) 結晶集合組織の配向HCP下層もしくは (111) 結晶集合組織の面心立方(FCC)結晶下層へのHCP Co合金薄膜の結晶粒から結晶粒へのエピタキシャル成長により得られてきた。TiおよびTi₉₀Cr_{10%}は、しばしばこの目的のためには最良の種層として挙げられてきたが、Pt、CoO/Ptおよび非磁性CoCr_{35%}などの他の種層もこの構造を誘発するために使用されてきた。“Development of High Resolution and Low Noise Single-layered Perpendicular Recording Media for High Density Recording”、IEEE Trans. Magn.、第33巻、第1号、996~1001ページ(1997年1月); “Compositional separation of CoCrPt/Cr films for longitudinal recording and CoCr/Ti films for perpendicular recording” IEEE Trans. Magn.、第27巻、第6号、第2部、4718~4720ページ(1991); “Properties of CoCrTa Perpendicular films prepared by sputtering on Pt underlayer”、J. MMM、第155巻、第1~3号、206~208ページ(1996); IEEE Trans. Magn.、第32巻、第5号、3840~3842ページ(1996年9月); IEEE Trans. Magn.、第30巻、第6号、4020~4022ページ(1994年11月); および “Development of High Resolution and Low Noise Single-layered Perpendicular Recording Media for High Density Recording”、IEEE Trans. Ma

g n. 第33巻、第2号、996～1001ページ、(1997年1月)を参照。

米国特許第4,652,449号は、バナジウム(V)をCrに添加してその格子定数を変え、それによりCoPtもしくはCoPtCrなどのHCP Co合金とBCC CrV下層との間によりよい格子整合を促進することにより、縦磁気媒体の下層を改善する試みを開示している。さらに、その内容がすべて本明細書に取り込まれる米国出願第08/315,096号は、NiAlおよびFeAlなどのB2規則結晶性構造を有する物質を含む新しい下層群を開示している。

磁気層の構造におけるさらなる改善は、下層と磁気層との間に中間層を取り込んだときに発見された。また、種層を下層と基体との間に取り込んで下層の構造を追加的に制御し、基体の汚染物による下層の汚染を防ぐことができる。種層、下層および中間層は、本明細書ではまとめて下層構造として言及される。さらに、Cr内層により分離されてもされなくてもよい多重磁気層が、得られる膜の磁気特性に変化をもたらすために、ときには用いられる。磁気層および介在する内層は、本明細書ではまとめて磁気層構造として言及される。

多層下層および磁気層構造の使用は、粒度に対する増大した制御、後続の層の結晶粒から結晶粒へのエピタキシャル成長、および磁気層の表面粗さを与えることができる。しかし、追加層の使用は、製造工程の総合コストおよび煩雑さを増加させもする。

より軽く、より小さく、より良好な性能で、より費用がかからず、より大きな貯蔵密度を有するコンピュータは、ハードディスクドライブ、他の磁気貯蔵装置、および他の用途において用いる高密度記録媒体を必要とする。これらの要求を高保磁力および低ノイズを有する磁気記録媒体で満たすことが、本発明の1つの目的である。

発明の要約

本発明は、増大させた保磁力および低媒体ノイズを有する磁気記録媒体を提供するために、基体と磁気層との間の、もしくは磁気層と接触させた、Mn含有層の使用に関する。Mn含有層は、下層構造、磁気層構造、もしくは上層に取り込まれて、高保磁力および低ノイズを有する記録媒体を提供することができる。記録媒体は、磁気データの記録および読み取りのための磁気変換ヘッドと結合して

使用するための、あるいは他の用途のための回転、並進、もしくは静置データ貯蔵装置に取り込むことができる。

本発明の磁気記録媒体は好ましくは、CoもしくはCo合金磁気層を有し、Mn、VMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVもしくはCrMnTi、もっとも好ましくはCrMnから形成されるMn含有層を基体と磁気層との間に有する。CoもしくはCo合金磁気層は、HCP構造を有し、縦媒体に関しては磁気層の平面に対して実質的に平行で、垂直媒体に関しては磁気層の平面に対して実質的に垂直な、そのc軸、すなわち磁化容易軸（容易に磁化される方向）を有して堆積される。

媒体は、さらに下層構造中に、種層、下層および中間層などの追加層を含むことができる。多結晶MgOは、縦媒体の好ましい種層である。Mn含有層の他に使用される下層および／または中間層は、一般に種層と磁気層との間に配置されるA2構造もしくはB2規則結晶構造のいずれかを有する物質を含む。A2構造を有する物質は、好ましくはCr、あるいはCrV、CrMo、CrWもしくはCrTiなどのCr合金である。Crの格子定数に実質的に匹敵する格子定数を有するB2規則構造を有する物質は、好ましくはNiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよびAl₂FeMn₂からなる群から選ばれるもので、もっとも好ましくは、FeAlもしくはNiAlである。中間Mn含有層は、好ましくは下層と磁気層との間に配置される。さらに、下層は、各層が前記の物質からなる異なるものである多層に形成することが可能である。

2つ以上の磁気層を媒体に取り込むことができ、磁気層の間に配置される1つ以上の内層を含むことができる。内層は、典型的には約10～40Å厚さで、Crを含んでなるが、本発明のMn含有層でもあり得る。

磁気層は上層で覆われていてもよく、上層は保護被膜で覆われていてもよい。好ましくは、媒体の摩擦磨耗を減少させるために、有機潤滑剤が保護被膜の上に添加される。上層は、MnもしくはMn含有合金を含んでいてもよい。

したがって、本発明は、ハードディスクドライブおよび他の用途に使用される、高保磁力ならびに低ノイズおよびコストを有する、磁気記録媒体および記録媒体

を取り込むデータ貯蔵装置を提供する。これらおよび他の利点は、下記の詳細な記載から明らかになるだろう。

図面の簡単な説明

本発明の利点は、下記の図面を参照することにより、よりよく理解できる：

図1(a)～(c)は、本発明の薄膜ディスクの多層構造のいくつかの実施態様の模式図である；

図2aは、Cr-Mn平衡状態図を示す；

図2bは、V-Mn平衡状態図を示す；

図2cは、Mo-Mn平衡状態図を示す；

図2dは、Ti-Mn平衡状態図を示す；

図2eは、Co-Mn平衡状態図を示す；

図3は、Cu K α X線を使用した、酸化Si基体上の4ミクロン厚さCrMn膜のX線回折スキャンを示す；

図4は、未加熱平滑ガラス基体上の種々の厚さのCrMnおよびCr下層上の40nm厚さCoCrPt膜の平面内保磁力を示す；

図5は、250°Cで予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCrMnおよびCr下層上の40nm厚さCoCrPt膜の平面内保磁力を示す；

図6は、250°Cで予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCr下層上の40nm厚さCoCrPt膜のX線回折スペクトルを示す；

図7は、250°Cで予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCrMn下層上の40nm厚さCoCrPt膜のX線回折スペクトルを示す；

図8は、未加熱平滑ガラス基体上に調製されたMgO種層上のCoCrPt(40nm)/CrMn(100nm)膜のX線回折を示す；

図9は、250°Cで平滑ガラス基体上に付着させた100nm厚さCr膜のTEM鮮明場顕微鏡写真を示す；

図10は、250°Cで平滑ガラス基体上に付着させた100nm厚さCrMn膜のTEM鮮明場顕微鏡写真を示す；

図11は、250°Cで予熱した平滑ガラス基体上の20nm厚さCrMnおよびCr下層上の種々の厚さのCoCrTa膜の平面内保磁力を示す；

図12は、250°Cで予熱した平滑ガラス基体上の種々の厚さのCrMnおよびCr下層上の15nm厚さCoCrTa膜の平面内保磁力を示す；そして

図13は、種々の厚さのCrおよびCrMn-11 (Mn11%) 下層上の40nm厚さCoCrPt膜の平面内保磁力の比較を示す。

発明の詳細な説明

本発明の記録媒体は、ディスクドライブ（図示せず）に組み込まれる剛性磁気ディスクなどの回転、並進、もしくは静置データ貯蔵装置に具体化できる。典型的には、ディスクドライブには、ディスク表面上でヘッドを移動させるために使用されるサスペンションアセンブリー中の可動腕上に支持される、磁気変換ヘッドもしくはスライダーが含まれる。変換ヘッドは、通常の操作の間、ディスク表面に対して密に間隔をとった平行な関係に維持される。ヘッドとディスクとの間の典型的な間隔は、10μin以下である。その関連の開示が本明細書に取り込まれるMee, C. D. およびDaniel, E. D., MAGNETIC RECORDING、第I~III巻 (McGraw-Hill、1987年発行)；F. Jorgenson, The Complete Handbook of Magnetic Recording、第16章(第3版、1988年)、および米国特許第5,062,021号を参照。本発明の磁気記録媒体は、既知のフレキシブル基体を使用するフレキシブル磁気ディスク、フロッピーディスク、もしくはテープとともに使用できる。

図1(a)を参照すると、本発明の磁気記録媒体10は、基体12、Mn含有層14および磁気層16を含んでなる。さらに、図1(b)に示されるように、種層18を、下層20同様、基体12上に配置できる。中間層22も、Mn含有層14および磁気層16との間に配置できる。磁気層16を、上層24を用いて、ついで保護被膜26および有機潤滑剤28で被覆できる。図1(c)に示される別の実施態様において、第一磁気層16'および第二磁気層16"があり、第一磁気層16'と第二磁気層16"との間には1つ以上の内層30が配置される。

好ましい実施態様において、Mn含有層14は、ゼロ磁気モーメントを有し、CoもしくはCo合金磁気層16と接触する。しかし、Mn含有層を、その中間層としての使用の他に、あるいはその代わりに、種層、下層、内層もしくは上層

として媒体10中に含むことができることを理解すべきである。高保磁力は、Mn含有層14と磁気層16との間に中間層22を取り込む実施態様に対して、Mn含有層14および磁気層16が接触しているときに、結果として得られる媒体10に得られている。

磁気層16にエピタキシャル結晶構造を生成するのに十分な厚さのMn含有層を製造するために、かつ所望の磁気特性を有する磁気媒体10を生じる磁気層16の微結晶の粒界に拡散するに十分な量のMnを与えるために、効果的な量のMnが使用される。例えば、保磁力が、Mn含有層不在で製造されたものにまさるか、あるいは先行技術のものに匹敵もしくははまさることが望ましい。

CrMn合金をMn含有層として用いる実施態様において、所望の磁気特性は、CrMn層が好ましくは少なくとも3nm厚さ、もつとも好ましくは10nm厚さより大きいときに達成できる。熟練した技術者は、本明細書に与えられた教示に基づいて、3nmよりも薄いMn含有層も所望の磁気特性を作り出すのに有効であることを理解されよう。しかし、磁気媒体構造に添加できる最低限のMn有効量があり、その量よりも少ないと強化された磁気特性が観察されないだろう。

室温でのMn含有層のスパッター付着は、Mn含有層の代わりにCr層を用いる磁気媒体に匹敵する磁気特性を有する磁気媒体を提供する。室温工程で、純Crの代わりにCrMnを使用する動機は、MnがCrよりも安価なことである。Crターゲットのほとんどが粉末冶金法で製造されるので、粉末圧縮CrMnターゲットは、Crターゲットよりも安価であろう。

好ましい実施態様において、Mn含有層14および磁気層16は、250°Cなどの高温に予熱された基体12にスパッター付着される。Mn含有層14を含む結果として得られる媒体10は、基体12を予熱せずに製造した媒体10よりも高い保磁力を有する。磁気層16を付着させるために選ばれる高温は、付着速度に依存し、加熱は、磁気層16の製造中もしくは後で実施できることが予想される。例えば、商業的付着速度は、実質的に高く、したがって、低付着速度で観察される増大した磁気特性を達成するためには、温度を250°Cより高くすることが必要かもしれない。

付着温度を上げることによる保磁力の増大は、CrMn磁気層界面を超えるM

nの増大した拡散から生じ得る。適宜の加工時間と温度を用いるとき、物質の好ましい拡散は、結晶粒のバルクではなく粒界に向かうものである。David A. PorterおよびKenneth E. Eastering著“Phase Transformations in Metals and Alloys”、発行者: Van Nostrand Reinhold Company、98～102ページ; ならびにR. W. CahnおよびP. Haasen編“Physical Metallurgy, Part 1”、発行者: North-Holland Physics Publishingを参照。他の合金元素の中間層拡散は、さらにその内容がすべて本明細書に取り込まれる“Interdiffusion and Grain Isolation in Co/Cr Thin Films”、Y. C. Feng、D. E. LaughlinおよびD. N. Lambeth、IEEE Transactions on Magnetics、第30巻、第6号、(1994年11月)に記載される。当業者なら、Co合金と同様に、Mn含有層が媒体10の上に配置される温度が、一連の磁気特性を有する媒体を製造するために可変であることを理解されよう。事実、上記Fengの引例で討議したように、当業者は、遅い焼鈍もしくは速い熱焼鈍(RTA)などの加熱後処理は、Mn含有層からCo合金磁気層の粒界へのMn拡散を促進するために使用できることを理解されよう。

本発明の固溶体Mn合金は、好ましくはVMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVもしくはCrMnTiで、もっとも好ましくはCrに溶解されたMnの置換固溶体CrMn合金である。図2aに示されるように、バルクCrは、大量のMnを溶解して置換固溶体を生成できる。MnのCrへの溶解度は、図2aに基づいて、室温で25%よりも大きいと見積もられる。好ましくは、CrMn合金は、現在好まれる媒体調製法を用いて製造される組成物では、少なくとも10%のMn、もっとも好ましくは、少なくとも20%のMnを含む。図2a～2eに示される二成分合金に関する多くの特定の相転移温度の説明を含む状態図は、“Binary Alloy Phase Diagrams”、第2版プラス最新情報、ASM International(1996)に見出され、その該当部分は本明細書に取り込まれる。

Mnの原子容 ($0.01224 \text{ nm}^3/\text{原子}$) は、Crの原子容 ($0.01200 \text{ nm}^3/\text{原子}$) よりほんのわずかに大きいにすぎないので、Crの格子パラメーターは、実質的に25原子%MnのCrMn合金については変化しない。これは、バナジウムがCrに添加されて、磁気層の格子定数によりよく合うようにCr層の格子定数を変化させるCrVなどの他のCr合金とは異なる。

同様に、図2bは、固溶体中でかなりの量のMnをVに対して置換され得ることを示す。同様に、VとMnの両方ともCrと結合できる。Vの原子格子サイズはCrのそれより大きいので、それはCo合金のエピタキシャル成長に格子整合をするために、かつそれを誘発するために固溶体原子間隔を調整するために使用できる。

同様に、図2cは、限定量のMnが、Moとともに置換固溶体中に添加され得ることを示す。Moの原子格子間隔 (3.14 \AA) は、Cr (2.28 \AA) に比較して大きいですが、限定量のMoは、CrMnの固溶体に添加されてCrMnMo合金を形成できる。

図2dは、TiMnの状態図を示す。高温で、かなりの量のMnを、 β -Ti (bcc) とともに固溶体中に添加することができ。中間層としてのこの結晶構造の形成は、磁気層のエピタキシャル成長を促進するために選ばれた下層上でエピタキシャル成長したときは、低温でも好都合である。同様に、限定量のTiは、固溶体原子格子間隔を調整するために、CrMn中に添加することができる。

Mn含有層は、磁気層のエピタキシャル成長のためのひな型を与えるか、もしくは下層により形成されたひな型を伝搬することにより、磁気層のエピタキシャル成長を与えることができる。好ましい実施態様において、磁性Co合金のエピタキシャル成長のためのひな型を与え、かつCo合金磁気層の粒界への拡散のためのMn源を与える固溶体Mn合金が、Mn含有層14として使用される。当業者は、Mn含有層で使用されるMnの最適パーセントは、ある程度、Mn含有層を調製するために使用される方法（温度や付着速度）に依存することを理解すべきである。

Mn含有層が中間層として使用されるときは、下層（単数または複数）はMn

を含んでも含まなくてもよい。下層が磁気層のエピタキシャル結晶性成長のためのひな型を与えるために選ばれたら、Mn含有中間層は、下層により形成された磁気層のエピタキシャル成長のためのひな型を伝搬するのに必要なだけである。

好ましい実施態様において、基体12は、ガラス、シリコンもしくはNiPで被覆されたアルミニウム合金などの非磁性物質から形成されている。ガラスセラミック、セラミックもしくはSiCのような別のハードディスク基体も使用できる。

縦媒体に関して、磁気層16、16'および16''は、そのような磁気層の平面に実質的に平行なその縦磁化容易軸をもって付着される。縦媒体の磁気層16は、好ましくはCoもしくはCoCr、CoSm、CoPr、CoP、CoNi、CoPt、CoNiCr、CoNiZr、CoPtNi、CoCrTa、CoCrPt、CoCrP、CoCrTaSi、CoCrPtSi、CoCrPtB、CoCrPtTa、CoCrPtTaB、CoCrPtTaNbなどのCo合金膜、あるいは他の公知のCo合金磁性膜で、それぞれは約2.5~60nm(25~600Å)厚さである。

種層18は、Cr、Cr合金もしくは(002)集合組織を有するB1規則結晶性構造であり得る。種層18を用いる実施態様の好ましい種層は、(002)集合組織を有するCrもしくはMgOの薄膜である。多結晶MgOは、その内容がすべて本明細書に取り込まれる米国特許出願第08/553,893号に記載されるように、基体12にMgOをスパッター付着させることにより、この集合組織を有して製造できる。種層は、50nm厚さまで、好ましくは20nm厚さまで、実質的に連続した層を形成する。好ましい実施態様において、種層は、約1.0nm~50nm(10~500Å)厚さであり、好ましくは約1.0nm~20nm(10~200Å)厚さであり、もっとも好ましくは約2.5nm~20nm(25~200Å)厚さであり、もっとも好ましくは約2.5nm~10nm(25~100Å)厚さである。

下層20は、一般に磁気層16のエピタキシャル成長を生成するのに適する物質を含んでなる。磁気層16のエピタキシャル成長は、好ましくは磁気層の原子間隔に匹敵するか、もしくはその倍数の原子間隔と結晶構造を有する下層20を

用いて促進される。例えば、磁気層の整数 (m) の原子間隔に匹敵する整数 (n) の原子間隔を有する材料を下層のために選ぶことができる (ここでは、mおよびnは、一般に1～5の範囲である)。

磁気層16のエピタキシャル成長を誘発するのに適するA2およびB2規則結晶構造ならびに格子定数を有する物質が、本発明で使用できる。適切な物質には、CrおよびCrV、CrTi、CrMoおよびCrWなどのA2構造を有するCr合金、ならびにNiAlおよびFeAlなどのB2規則構造物質が含まれる。B2規則構造、ならびにNiAl ($a=0.2887\text{ nm}$)、FeAl ($a=0.291\text{ nm}$) およびCr ($a=0.2884\text{ nm}$) の格子定数に匹敵する格子定数を有する他の相も、本発明の下層には立派な候補者とみなされる。そのような物質は、AlCo ($a=0.286\text{ nm}$)、FeTi ($a=0.298\text{ nm}$)、CoFe ($a=0.285\text{ nm}$)、CoTi ($a=0.299\text{ nm}$)、CoHf ($a=0.316\text{ nm}$)、CoZr ($a=0.319\text{ nm}$)、NiTi ($a=0.301\text{ nm}$)、CuBe ($a=0.270\text{ nm}$)、CuZn ($a=0.295\text{ nm}$)、AlMn ($a=0.297\text{ nm}$)、AlRe ($a=0.288\text{ nm}$)、AgMg ($a=0.328\text{ nm}$) および Al_2FeMn_2 ($a=0.296\text{ nm}$) である。下層20は、好ましくは約10～200 nm (100～2000 Å) 厚さのCrもしくはNiAlである。

下層20はまた、前記リスト内の異なる物質の2つ以上の層を含んでなることも可能である。例えば、NiAlの第一層およびCr、Cr合金、FeAl、AlCo、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgもしくは Al_2FeMn_2 の第二層を有する多層が使用できると考えられる。種々の物質の組合せが、多層を製造するために使用でき、そこでは各層が、前記下層物質の中の1つである。

中間層22および内層30は、下層20に使用される物質と同じ群から選ばれる物質を含んでなることができる。現在の好ましい実施態様において、中間層22は使用されず、CrMn層14が磁気層16と接触している。また、たった1つの磁気層16が使用され、したがって、現在の実施態様においては、内層30は使用されない。

上層24を、磁気層16もしくは16"と隣接させて、好ましくは接触させて、与えることができる。上層24は、好ましくは1~10nm (10~100Å) 厚さであり、W、Ta、Zr、Ti、Y、Pt、Cr、Mn、Mn合金もしくはこれらの組合せから作ることができる。

図1(b)および(c)に示されるように、上層24が磁気層16もしくは16"と保護被膜26との間に配置されるように、保護被膜26を上層24の外側に与えることができる。保護被膜26は、機械的磨耗層を与え、2.5~30nm (25~300Å) 厚さである。それは、好ましくはセラミック物質あるいはSiO₂、SiC、CH_xもしくはCN_x (ここではx<1)、ZrO₂もしくはCなどのダイヤモンド状炭素から作られる。有機潤滑剤28を、保護被膜26の上に配置することができる。潤滑剤28は1~10nm (10~100Å) 厚さで、好ましくはフルオロクロロカーボンもしくはペルフルオロエーテルである。例えば、CCl₂FCClF₂、CF₃(CF₂)₄CF₃、CF₃(CF₂)₅CF₃、CF₃(CF₂)₁₀CF₃、およびCF₃(CF₂)₁₆CF₃がある。

CrMn合金層を有する多くの磁気膜を評価するために、試験が実施された。すべての膜が、無線周波(RF)ダイオードスパッタリングにより調製されたが、RFもしくは直流(DC)マグネトロンスパッタリングによっても容易に調製できたであろう。多層膜を、室内を換気せずに連続して付着させた。RFダイオード付着工程の典型的な条件は、スパッタリング前の基本圧が5×10⁻⁷Torr以上、かつアルゴンガスのスパッタリング圧が10mTorrだった。スパッタリングは、100ワット(2.3W/cm²)の固定AC出力で実施された。他に記載がない限り、平滑(非組織化)Corning7500、ガラス、NiP-アルミニウム、酸化(111)Si基体が、すべての膜を調製するために使用された。基体を、アセトン、2-プロパノールおよび脱イオン水の3つの分かれた超音波浴のそれぞれで、2回洗浄した。

CoCoPtターゲットは、結合Ptチップを有するCoCr合金ターゲットであり、CrMnターゲットは、結合Mnチップを有する純Crターゲットだった。Crターゲットは、99%の純度だった。CoCrPt膜を、-100V基体バイアスでスパッターし、Co合金膜の誘導カップリングプラズマ(ICP)

分析は、78.5原子%Co、9原子%Crおよび12.5原子%Ptの組成を示した。すべての他の膜を、基体バイヤスなしでスパッターした。基体加熱は、基体が置かれたプラットホームを加熱することにより適用された。付着は、基体およびプラットホームの温度が約60分で平衡に達した後に、なされた。

典型的な付着速度は、CoCrPtが13.3nm/分；Crが13nm/分；CrMnが10nm/分；MgOが4nm/分だった。Tencor Alpha Step Profilometerを使用して膜厚を測定し、薄膜付着速度を測定した。膜の微細構造は、透過電子顕微鏡 (TEM)、原子力顕微鏡 (AFM)、およびCu K α 照射での対称X線回折測定 $\theta - 2\theta$ スキャンにより研究した。TEM試験片を、機械的ラッピング、ディンプリング、ついでイオンミリングにより調製した。薄膜の平面内パルク磁気特性を、振動試料磁気測定器 (VSM) によって9mm x 9mmの正方形の試験片について測定した。磁化を飽和させるに十分大きい10kOeまでの磁場を、薄膜面に適用した。

結合Mnチップを有する純Crターゲットを使用して、CrMn膜をスパッター付着させた。ICP分光分析法により測定したCrMn薄膜の組成は、TEMを用いて22原子%Mnとわかった。基体上のスパッターCrMn膜のX線回折 $\theta - 2\theta$ スキャンは、それが純Cr膜とほとんど同じ格子定数を有することを示した。図3は、約4ミクロン厚さのCrMn膜のX線 $\theta - 2\theta$ スキャンを示す。図3のX線スキャンから計算した格子定数は、約0.288nmで、実質的に純Crの格子定数 (0.2884nm) と同等である。

別の一連の試験において、CrおよびCrMn下層上のCoCrPtの薄膜が、室温 (RT) で基体上に付着された。X線回折測定研究が実施され、それによりCrおよびCrMn下層に付着されたCoCrPt膜の薄膜集合組織には、実質的になんら相違がないことが示された。膜の平面内磁気特性を比較した。図4に示されるように、CoCrPt/CrMn膜は、VSMを用いて測定して、実験誤差内で全膜厚についてCoCrPt/Cr膜に等しい保磁力値を有していた。実験誤差内で、 S^* および M_t などの他のVSM測定特性の相違も、無視し得るものだった。

追加実験が実施され、そこではCrもしくはCrMn下層を有するCoCrP

t膜が、スパッタリング前に250°Cに予熱された基体にスパッター付着された。図5は、固定厚(40nm)CoCrPt膜の下層厚に対する平面内保磁力 H_c のプロットである。種々の厚さのCrMnおよびCr下層上の40nm厚CoCrPt膜の平面内磁気特性は、表1および2にそれぞれ示され、そこではtは、磁気層の厚さである。

表1

CrMn厚さ	H_c , Oe	M_r/M_s	S^*	$M_r t \text{ memu/cm}^2$
100nm	4315	0.90	0.90	0.87
75nm	4258	0.85	0.88	0.84
50nm	4280	0.87	0.89	0.88
20nm	3913	0.89	0.89	0.95
10nm	3808	0.91	0.89	0.97
5nm	3782	0.87	0.89	1.06
3nm	3695	0.88	0.89	1.06
0nm	865	0.84	0.92	1.26

表2

Cr厚さ	H_c , Oe	M_r/M_s	S^*	$M_r t \text{ memu/cm}^2$
100nm	2961	0.85	0.77	0.93
75nm	2792	0.82	0.78	0.82
50nm	3202	0.85	0.82	0.91
20nm	2953	0.83	0.85	0.99
10nm	2925	0.84	0.86	1.03
5nm	3162	0.87	0.88	1.05
3nm	3092	0.86	0.88	1.11
0nm	865	0.84	0.92	1.26

CoCrPt/CrMn膜の保磁力は、すべてCoCrPt/Cr膜のそれよりも高く、下層厚さが増加すると、差が増加する。50nm厚CrMn下層上のCoCrPtについて4280 Oeの保磁力を測定したが、それは類似のCoCrPt/Cr膜について測定した3202 Oeよりも実質的に高い。CoCrPtがCr下層で得られた最高値よりも高い3690 Oeの保磁力に達する

のに、たった3 nm厚さのCrMn下層が必要である。一般に高い H_c 値の他に、やや高い S^* および M_r/M_s 値ならびに低い $M_r t$ 値は、CoCrPt/Cr膜よりもCoCrPt/CrMn膜に観察される。

表1および2から選ばれる2、3の膜の結晶集合組織を比較した。図6および7は、10、20、50および100 nmのCrおよびCrMn下層上の40 nmのCoCrPt膜のX線回折スキャンを示す。基体加熱は、膜が厚くなるとCrおよびCrMn膜の両方に(002)集合組織を誘発し、それが今度は、(1120) CoCrPt集合組織のエピタキシャル成長を誘発する。CrMn下層上のCoCrPt膜の高保磁力は、ある程度、膜の強い(1120)集合組織に起因する。しかし、図7における薄いCrMn下層上のCoCrPt膜(例えば20 nm CrMn上のCoCrPt膜)は、強い(1120)ピークを有さないが、CoCrPt/Cr膜よりも有意に高い保磁力を有する。

CrMn膜に強い(002)集合組織を得るもう1つの方法は、MgO種層を用いることによる。CoCrPt (40 nm) / CrMn (100 nm) 膜を、室温で、故意の加熱なしで、ガラス基体上の12 nm厚さのMgO種層の上に付着させ、強い(002)集合組織化CrMn下層がCoCrPt膜の保磁力を高めるか調べた。図8は、ガラス基体上のCoCrPt (40 nm) / CrMn (100 nm) / MgO (12 nm) 膜のX線回折スキャン、および該当する保磁力を示す。図8に見られるように、強い(1120) CoCrPtピークが250°Cで付着させた匹敵する膜のように観察されなかったが、はるかに強い(002)集合組織化CrMn下層が、種層を用いて得られた。

膜の保磁力2884 Oeは、室温で付着させたCrMnもしくはCr下層の保磁力よりも実質的に大きい。CoCrPt/CrMn/MgO膜は強い(002)集合組織を有したが、膜の保磁力は、種層なしで、250°Cで予熱された基体に付着されたCoCrPt/CrMn膜のすべてよりも小さかった。磁気特性における相対的向上は、CrMn合金下層が使用されるときは、集合組織および温度の両方が、高保磁力および他の磁気特性を有する膜を製造するために別々に制御できる重要な変数であることを示す。

CrMnおよびCr下層を有する膜の磁気特性に対する中間層の影響を調べる

ために、追加の試験が実施された。膜を、CrおよびCrMnの薄い(2.5 nm)層を、基体を250°Cで予熱して、磁気層とCoCrPt/CrMnおよびCoCrPt/Crそれぞれとの間に挿入して製造した。表3に示されるように、CoCrPt/CrMn膜の保磁力は、Cr層の挿入のために4315 Oeから3899 Oeに減少し、他方CoCrPt/Cr膜の保磁力は、CrMn層の挿入のために2961 Oeから3393 Oeに高められた。

表3

平面内磁気特性	CrMn下層		Cr下層	
	Cr中間層なし	Cr中間層	CrMn中間層	CrMn中間層なし
H_c , Oe	4315	3899	3393	2961
M_r/M_s	0.90	0.86	0.86	0.85
S^*	0.90	0.88	0.82	0.77
$M_r t$, memu/cm ²	0.87	0.92	1.02	0.93

磁気層とCrMn下層との間へのCr中間層の導入は、CrMn下層だけの膜に比べて、保磁力の低下をもたらした。しかし、CrMn下層およびCr中間層を有する膜は、下層としてCrのみを使用する膜よりも実質的に高い保磁力を有していた。これに対し、Cr下層とともに中間層としてのCrMnの使用は、Cr下層のみ有する膜に比べて、保磁力を増大させた。これらの結果から、Mn含有層は、下層、中間層、および、造り出される特別な膜および膜の所望の磁気特性により、たぶん内層もしくは保護被膜として、有効に配備できることが理解されよう。

付着されたCrおよびCrMn中間層が薄かったので、CoCrPt/CrMnおよびCoCrPt/Cr膜の結晶構造および格子定数は、中間層によりかなり変えるべきではなかった。したがって、媒体における磁気特性変化は、実質的に磁気層と接触している界面層の組成の変化にもっとも起因すると思われる。さらに、同じ膜が、異なる温度で付着されると、膜の集合組織には実質的な変化はないようだが、異なる磁気特性を示すことが上で注目された。磁気特性における

観察された変化は、膜における元素の層間拡散が、磁気層界面で起こっていることを示す。これに関し、当業者は、非常に薄い非Mn含有層が、Mn含有層と磁気層との間に配置されて拡散調節バリヤー層として働き、Mn含有層からのMnの磁気層粒界への拡散速度を限定および制御することを認めるだろう。

図2eは、CoとMnとの間の二元状態図を示す。HCP CoMn (ϵ -Co) の相対的に小さな領域、およびMn含量に関するHCP CoMnとFCC CoMn (α -Co) との間の相境界の負のスロープは、温度およびMn濃度が増大すると、拡散Mnの大きな画分が、エピタキシャル成長HCP Co合金結晶粒の粒界に留まることを欲するという概念を支持する。

一般に、層間拡散は、高温および少拡散長で増大し、低温および大拡散長で減少する。磁気特性における変化は、実質的にCoCrPt層と接触している層からのMnが、粒界もしくはCo合金層の結晶粒内に拡散していることを暗示する。磁気層へのMn拡散は、Co合金結晶粒をさらに分離する働きをし、それにより膜の保磁力の増大が生じるだろう。これに対し、現在まで観察された変化は、下層から磁気層へのCrの層間拡散が、膜の磁気特性を強く制御しているとは暗示していない。

上記結果に基づいて、磁気特性における類似の改善が、Mnが直接磁気層に取り込まれても生み出されるものか調べるために、試験が実施された。膜を、約5原子%のMnを含むCoCrPt磁気下層をCr下層にスパッター付着させることにより、製造した。スパッタリングは、MnチップをCoCrPtターゲットに添加することにより、実施した。結果として得られた膜の保磁力は、加熱(250°C)平滑ガラス基体の上にスパッターされたCoCrPtMn/Cr膜については、約50%減少し、他方、未加熱ガラス基体の上に付着された膜については、保磁力は約15%落ちた。

CoCrPtMn/Cr膜とCoCrPt/CrMn膜との間の相違は、2つの膜におけるMnの変化する分布ゆえに予想されるだろう。例えば、Mnは、22原子%MnのCrMn層からCoCrPt層へよりも、5原子%MnのCoCrPtMn層からCr層への拡散のときに、実質的に異なる拡散特性を有しているように思われる。膜におけるMnの相対的立体分布が異なるので、結果として

得られる膜の磁気特性は、異なると予想される。Mnの層間拡散が、磁気層における結晶粒をさらに分離し、かつ整列させる働きをする層の界面構造に均質化効果を与えていることもあり得る。

予熱基体にスパッターされたCrMnおよびCr膜の微細構造を、TEMを用いて比較した。図9および図10は、250°Cで予熱した平滑ガラス基体上にそれぞれ付着させた100nm厚さのCrおよびCrMn膜のTEM鮮明場顕微鏡写真である。膜は両方とも、約50nmよりも大きい類似平均サイズを有する結晶粒を示す。CrMn膜は、Cr膜よりもやや明確な結晶粒を有する。

CoCrTa合金も、普通磁気媒体に使用される。したがって、Mn含有層のCo合金への一般的な適用性を評価するために、追加試験が実施された。CrMn下層上の一連のCoCr₁₂Ta₂膜を、研究した。前記CoCrPt膜からの経験により、全てのCoCrTa/CrMn膜を、250°Cで予熱した基体上にスパッター付着させた。図11は、固定厚さ(20nm)のCrおよびCrMn下層上での種々の厚さのCoCrTa膜の平面内保磁力のプロットを示す。CoCrPt/CrMn膜における場合と類似のH_cの改善が、少ない程度ではあるが、観察された。CrMn下層上のCoCrTa膜の保磁力は、Cr下層上のCoCrTa膜のそれよりも常に高かった。最大の保磁力の改善が、CrMn下層上の約10nm厚さのCoCrTa磁気層で観察された。図12は、予熱した平滑ガラス基体上にスパッター付着させた種々の厚さのCrおよびCrMn下層上の15nm厚さCoCrTa膜を比較している。再び、高保磁力が、Cr下層を有する膜よりもCrMn下層を有する膜に発見された。保磁力の改善は、下層厚さが増大すると、増大する。例えば、CoCrTa(40nm)/CrMn(20nm)膜の保磁力は、類似のCoCrTa/Cr膜のそれより約700 Oe高い。

CrMn下層のMn含量も変化させて、その組成的効果を調べた。Crターゲット上のMnチップを調整して、CrMn-11と表示される、約11原子%Mnの概算組成を有するスパッター膜を製造した。一連のCoCrPt/CrMn-11膜を、250°Cに予熱した平滑ガラス基体上に付着させた。CoCrPt膜保磁力対CrMn-11下層厚さを、Cr下層上の類似の膜と比較して図1

3にプロットする。CrMn-11下層を有する膜はすべて、Cr下層を有する膜よりも高い保磁力を有していることがわかった。下層の厚さが10nmよりも大きいと、CoCrPt/CrMn-11膜の保磁力は、CoCrPt/Cr膜のそれより500 Oe高い。膜の保磁力における増大は、約22%のMnを有するCoCrPt/CrMn膜よりも、CoCrPt/CrMn-11膜の方が少ない。

CrMn-28と表示される、約28%Mn含量を有する別のスパッター付着CrMn膜を調製した。CrMn-28下層を有するすべての膜が、相当するCoCrPt/Cr、CoCrPt/CrMnおよびCoCrPt/CrMn-11膜よりも低い保磁力を示した。250°Cに予熱した平滑ガラス基体上に付着させたCoCrPt(40nm)/CrMn-28(50nm)膜の保磁力は、2650 Oeとわかったが、それは類似のCoCrPt/CrMn膜(4280 Oeの保磁力を有する)のそれより38%低い。ガラス基体上の厚いCrMn-28膜のX線回折 $\theta-2\theta$ スキャンは、 $2\theta=39.18^\circ$ で生じる超ピークを示した。単一の回折ピークは、相を完全に同定するに十分な情報を提供できないが、このピークは、状態図に基づく体心正方晶 α'' 相の(002)回折ピークであり得る。この第二相の外観は、Co合金のエピタキシーを低下させるように見える。

当業者は、多くの改良および変形が、本発明の範囲から逸脱することなく、本発明の方法および装置の具体的な態様に対してなされ得ることを理解されよう。そのような改良および変形は、この明細書および請求の範囲に包含されることが意図されている。

請求の範囲

1. 磁気記録媒体であって、

基体；

エピタキシャル結晶構造を有する磁気記録層を形成するCoまたはCo合金の膜であって、多数の結晶粒を形成する前記CoまたはCo合金は結晶粒の間に粒界を有している；および

前記磁気層と接触しているMnまたは固溶体Mn合金を含むMn含有層；
を有していて、前記磁気層は前記基体と前記Mn含有層の間にあり、前記Mnは前記磁気層内の前記粒界を通して拡散するのに十分な量で存在している、磁気記録媒体。

2. 前記磁気層が、前記磁気層に実質的に平行に配向された磁気c軸を有する、請求項1に記載の記録媒体。

3. 前記固溶体Mn合金が、CrMn、VMn、TiMn、MnZn、CrMnMo、CrMnW、CrMnVおよびCrMnTiからなる群から選ばれる物質を含む、請求項1に記載の記録媒体。

4. 前記固溶体Mn合金がCrMnを含む、請求項1に記載の記録媒体。

5. 前記CrMn合金が28原子%未満のMnを含む、請求項4に記載の記録媒体。

6. 前記CrMn層が少なくとも3nmの厚さである、請求項4に記載の記録媒体。

7. 前記CrMn層が10～25原子%のMnを含む、請求項4に記載の記録媒体。

8. 前記CrMn層が3～100nmの厚さである、請求項7に記載の記録媒体。

9. 前記Mn含有層が少なくとも3nmの厚さである、請求項1に記載の記録媒体。

10. 前記磁気層が、CoCrPt合金およびCoCrTa合金からなる群から選ばれる物質を含む、請求項1に記載の記録媒体。

11. 前記基体上に配置された種層をさらに含む、請求項1に記載の記録媒体。

12. 前記種層が、(002)構造を有するMgO、CrおよびCrTiからなる

群から選ばれる物質を含む、請求項11に記載の記録媒体。

13. 前記種層が、Ti、TiCrおよびPtからなる群から選ばれる物質を含む、請求項11に記載の記録媒体。

14. 前記磁気層におけるエピタキシャル結晶構造を促進するように選ばれた物質を含む下層が前記基体と前記Mn含有層との間にさらに配置されている、請求項1に記載の記録媒体。

15. 前記下層が、Cr、Cr合金、ならびにB2規則構造およびCrに実質的に匹敵する格子定数を有する物質からなる群から選ばれる物質を含む、請求項14に記載の記録媒体。

16. 前記下層が、Cr、CrV、CrMo、CrW、CrTi、NiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよび Al_2FeMn_2 からなる群から選ばれる物質を含む、請求項14に記載の記録媒体。

17. 2種以上の前記物質を含む複数の下層をさらに有する、請求項14に記載の記録媒体。

18. 前記磁気層におけるエピタキシャル結晶構造を促進するように選ばれた物質を含む中間層が前記基体と前記Mn含有層との間にさらに配置されている、請求項1に記載の記録媒体。

19. 前記中間層が、Cr、Cr合金、ならびにB2規則構造およびCrに実質的に匹敵する格子定数を有する物質からなる群から選ばれる物質を含む、請求項18に記載の記録媒体。

20. 前記中間層が、Cr、CrV、CrMo、CrW、CrTi、NiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよび Al_2FeMn_2 からなる群から選ばれる物質を含む、請求項18に記載の記録媒体。

21. 第二の磁気層をさらに有して、前記磁気層が前記第二の磁気層と前記基体との間にある、請求項1に記載の記録媒体。

22. 前記磁気層と前記第二磁気層との間に配置されたMn含有内層をさらに含む、請求項21に記載の記録媒体。

23. 磁気記録媒体を有するデータ貯蔵用装置であって、前記磁気記録媒体は、
基体；

磁気記録層を形成するCoまたはCo合金の膜であって、多数の結晶粒を形成
する前記CoまたはCo合金は結晶粒の間に粒界を有している；および

前記磁気層にエピタキシャル成長を与えるために前記磁気層と前記基体との間
に配置されたMnまたは固溶体Mn合金を含むMn含有層であって、前記Mnは
前記磁気層内の前記粒界を通して拡散するのに十分な量で存在している；

を有していて、さらに、データを前記媒体に記録し、それから読み取るために、
前記媒体に近接して配置された磁気変換器、を有するデータ貯蔵用装置。

24. 前記磁気層のエピタキシャル成長を促進するために、前記媒体が前記Mn
含有層と前記基体との間に置かれる下層をさらに有する、請求項23に記載の装
置。

25. 前記下層が、Cr、CrV、CrMo、CrW、CrTi、NiAl、AlCo、FeAl、FeTi、CoFe、CoTi、CoHf、CoZr、NiTi、CuBe、CuZn、AlMn、AlRe、AgMgおよび Al_2FeMn_2 からなる群から選ばれる物質である、請求項24に記載の装置。

26. 前記Mn含有層がCrMn合金を含む、請求項23に記載の装置。

27. 前記媒体が前記変換器に対して回転できる、請求項23に記載の装置。

28. 前記磁気層が、前記Mn含有層から成長したエピタキシャル結晶構造を有
する、請求項23に記載の装置。

29. エピタキシャル結晶性CoまたはCo合金磁気層を記録基体上に生成する
方法であって、下記の工程を含み、

CoまたはCo合金磁気層のエピタキシャル成長をもたらすために、Mnまた
は固溶体Mn合金を含むMn含有層を基体上に配置する工程；

前記Mn含有層を加熱する工程；および

前記Mn含有層の上にCoまたはCo合金磁気層を付着させる工程であって、
前記CoまたはCo合金は結晶粒の間に粒界を有するエピタキシャル結晶粒を形
成する；

このとき、前記Mn含有層におけるMnは特定の量で存在し、前記Mn含有層

は、Mnが前記磁気層内の前記粒界を通してMn含有層から層間拡散するのを促進するのに十分な程度に加熱される、方法。

30. 前記加熱工程は前記磁気層を付着させる工程中に実施される、請求項29に記載の方法。

31. 前記配置工程が、Mn含有層上に生成される磁気層にエピタキシャル結晶構造を促進するのに有効な量でMn含有層を配置することをさらに含む、請求項29に記載の方法。

32. 前記配置工程が、CrMn合金を基体上に配置することをさらに含む、請求項29に記載の方法。

33. 前記配置工程が、少なくとも3nm厚さのCrMn合金層を基体上に配置することをさらに含む、請求項32に記載の方法。

34. 前記付着工程が、磁気層を少なくとも250°Cの温度でスパッター付着させることを含む、請求項29に記載の方法。

35. 前記基体上に種層を配置する工程をさらに含む、請求項29に記載の方法。

36. 前記Mn含有層と前記基体との間に下層を設ける工程をさらに含む、請求項29に記載の方法。

37. 前記下層を設ける工程が、Cr、Cr合金、ならびにB2規則構造およびCrに実質的に匹敵する格子定数を有する物質からなる群から選ばれる物質を含む下層を設けることを含む、請求項36に記載の方法。

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☒ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☒ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☒ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☒ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.